



(19) 世界知的所有権機関  
国際事務局(43) 国際公開日  
2001 年 10 月 18 日 (18.10.2001)

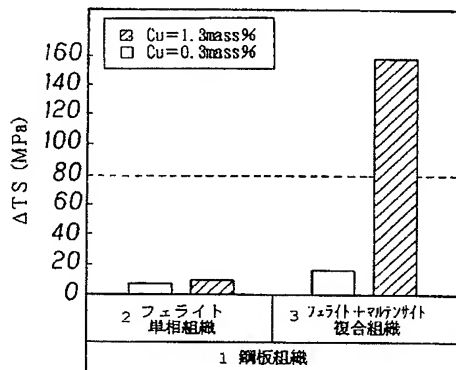
PCT

(10) 国際公開番号  
WO 01/77400 A1

- (51) 国際特許分類<sup>7</sup>: C22C 38/00, (72) 発明者; および  
C21D 9/46, C23C 2/06, 2/28 (75) 発明者/出願人 (米国についてのみ): 松岡才二 (MAT-SUOKA, Saiji) [JP/JP]. 清水哲雄 (SHIMIZU, Tetsuo) [JP/JP]; 〒712-8074 岡山県倉敷市水島川崎通1丁目 川崎製鉄株式会社 水島製鉄所内 Okayama (JP). 坂田敬 (SAKATA, Kei) [JP/JP]. 古君 修 (FURUKIMI, Osamu) [JP/JP]; 〒260-0835 千葉県千葉市中央区川崎町1番地 川崎製鉄株式会社 技術研究所内 Chiba (JP).
- (21) 国際出願番号: PCT/JP01/02749
- (22) 国際出願日: 2001 年 3 月 30 日 (30.03.2001)
- (25) 国際出願の言語: 日本語
- (26) 国際公開の言語: 日本語
- (30) 優先権データ:  
特願2000-106340 2000 年 4 月 7 日 (07.04.2000) JP  
特願2000-107870 2000 年 4 月 10 日 (10.04.2000) JP  
特願2000-114933 2000 年 4 月 17 日 (17.04.2000) JP  
特願2000-286008 2000 年 9 月 20 日 (20.09.2000) JP  
特願2000-286009 2000 年 9 月 20 日 (20.09.2000) JP  
特願2000-299640 2000 年 9 月 29 日 (29.09.2000) JP
- (74) 代理人: 弁理士 小林英一 (KOBAYASHI, Eiichi); 〒273-0005 千葉県船橋市本町6丁目2番18号 田麻和ビル Chiba (JP).
- (81) 指定国 (国内): AU, CA, CN, KR, US.
- (84) 指定国 (広域): ヨーロッパ特許 (AT, BE, CH, CY, DE, DK, ES, FI, FR, GB, GR, IE, IT, LU, MC, NL, PT, SE, TR).
- 添付公開書類:  
— 国際調査報告書
- (71) 出願人 (米国を除く全ての指定国について): 川崎製鉄株式会社 (KAWASAKI STEEL CORPORATION) [JP/JP]; 〒651-0075 兵庫県神戸市中央区北本町通1丁目1番28号 Hyogo (JP).
- 2 文字コード及び他の略語については、定期発行される各 PCT ガゼットの巻頭に掲載されている「コードと略語のガイダンスノート」を参照。

(54) Title: HOT ROLLED STEEL PLATE, COLD ROLLED STEEL PLATE AND HOT DIP GALVANIZED STEEL PLATE BEING EXCELLENT IN STRAIN AGING HARDENING CHARACTERISTICS, AND METHOD FOR THEIR PRODUCTION

(54) 発明の名称: 歪時効硬化特性に優れた熱延鋼板、冷延鋼板および溶融亜鉛めっき鋼板ならびにその製造方法



- 1...STEEL PLATE STRUCTURE  
2...FERRITE SINGLE STRUCTURE  
3...FERRITE + MARTENSITE COMPOSITE STRUCTURE

(57) Abstract: A steel plate having a chemical composition in mass %, wherein contents of C, Si and Mn are 0.15 % or less, 2.0 % or less, and 3.0 % or less, respectively, wherein contents of P, S, Al and N are specified, and wherein Cu is contained in an amount of 0.5 to 3.0 %, or at least one of Cr, Mo and W is contained in a total amount of 2.0 % or less, and having a composite structure comprising ferrite as a primary phase and a martensite phase in an area % of 2.0 or more; and a high tensile hot rolled steel plate, a high tensile cold rolled steel plate, and a hot dip galvanized steel plate comprising the steel plate. The steel plate is excellent in press formability, and also has excellent strain aging hardening characteristics wherein  $\Delta TS$  is 80 Mpa or more.

[続葉有]

WO 01/77400 A1



---

(57) 要約:

C : 0.15%以下、Si : 2.0%以下、Mn : 3.0%以下とし、P、S、Al、Nを調整したうえで、Cu : 0.5~3.0%、またはCr、Mo、Wのうちの1種または2種以上を合計で2.0%以下を含む組成と、フェライトと、面積率で2%以上のマルテンサイトを含む複合組織を有する鋼板とする。鋼板は、高張力熱延鋼板、高張力冷延鋼板、または溶融亜鉛めっき鋼板とする。これにより、プレス成形性に優れ、かつ $\Delta T S$  : 80MPa以上になる歪時効硬化特性に優れた鋼板となる。

## 明 細 書

歪時効硬化特性に優れた熱延鋼板、冷延鋼板および溶融亜鉛めっき鋼板ならびにその製造方法

### 技術分野

本発明は、主として自動車用鋼板に係り、とくに、曲げ加工性、伸びフランジ加工性、絞り加工性等のプレス成形性が良好で、しかもプレス成形後の熱処理により引張強さが顕著に増加する、極めて大きな歪時効硬化特性を有する鋼板およびその製造方法に関する。なお、ここでいう鋼板は、熱延鋼板、冷延鋼板およびめっき鋼板を含むものとする。

### 背景技術

近年、地球環境の保全問題からの排出ガス規制に関連して、自動車の車体重量の軽減が極めて重要な課題となっている。最近、車体重量の軽減のために、自動車用鋼板を高強度化して鋼板板厚を低減することが検討されている。

鋼板を素材とする自動車の車体用部品の多くがプレス加工により成形されるため、使用される鋼板には、優れたプレス成形性を有することが要求される。優れたプレス成形性を有する鋼板となるためには、まず低い降伏強さと高い延性を確保することが肝要となる。また、伸びフランジ成形が多用される場合もあり、高い穴抜き率を有することも必要となる。しかし、一般に、鋼板を高強度化すると、降伏強さが上昇し形状凍結性が劣化するとともに、延性が低下し、穴抜き率が低下して、プレス成形性が低下する傾向となる。このため、従来から、高い延性を有し、プレス成形性に優れた高強度熱延鋼板、高強度冷延鋼板および高強度めっき鋼板が要望されていた。



また最近では、衝突時に乗員を保護するため、自動車車体の安全性が重視され、そのために衝突時における安全性の目安となる耐衝撃特性の向上が要求されている。耐衝撃特性の向上には、完成車での強度が高いほど有利になる。したがって、自動車部品の成形時には、強度が低く、高い延性を有してプレス成形性に優れ、完成品となった時点には、強度が高くて耐衝撃特性に優れる高強度熱延鋼板、高強度冷延鋼板および高強度めっき鋼板が最も強く望まれていた。

このような要望に対し、プレス成形性と高強度化とを両立させた鋼板が開発された。この鋼板は、プレス加工後に通常100～200℃の高温保持を含む塗装焼付処理を施すと降伏応力が上昇する塗装焼付硬化型鋼板である。この鋼板では、最終的に固溶状態で残存するC量（固溶C量）を適正範囲に制御し、プレス成形時には軟質で、形状凍結性、延性を確保し、プレス成形後に行われる塗装焼付処理時に、残存する固溶Cがプレス成形時に導入された転位に固着して、転位の移動を妨げ、降伏応力を上昇させる。しかしながら、この塗装焼付硬化型自動車用鋼板では、降伏応力は上昇させることができるものの、引張強さまでは上昇させることができなかった。

また、特公平5-24979号公報には、C：0.08～0.20%、Mn：1.5～3.5%を含み残部Feおよび不可避的不純物からなる成分組成を有し、組織がフェライト量5%以下の均一なベイナイトもしくは一部マルテンサイトを含むベイナイトで構成された焼付硬化性高張力冷延薄鋼板が開示されている。特公平5-24979号公報に記載された冷延鋼板は、連続焼鈍後の冷却過程で400～200℃の温度範囲を急冷し、その後を徐冷とすることにより、組織を従来のフェライト主体の組織からベイナイト主体の組織として、従来になかった高い焼付硬化量を得ようとするものである。しかしながら、特公平5-24979号公報に記載された鋼板では、塗装焼付後に降伏強さが上昇し従来になかった高い焼付け硬化量が得られるものの、依然として引張強さまでは上昇させることができず、耐衝撃特性の向上が期待でき

ないという問題があった。

一方、プレス成形後に熱処理を施し、降伏応力のみならず引張強さをも上昇させようとする熱延鋼板が、いくつか提案されている。

例えば、特公平8-23048号公報には、C : 0.02~0.13%、Si : 2.0%以下、Mn : 0.6 ~2.5%、sol.Al : 0.10%以下、N : 0.0080~0.0250%を含む鋼を、1100℃以上に再加熱し、850~950℃で仕上圧延を終了する熱間圧延を施し、ついで15℃/s以上の冷却速度で150℃未満の温度まで冷却し巻取り、フェライトとマルテンサイトを主体とする複合組織とする、熱延鋼板の製造方法が提案されている。しかしながら、特公平8-23048号公報に記載された技術で製造された鋼板では、歪時効硬化により降伏応力とともに引張強さが増加するものの、150℃未満という極めて低い巻取温度で巻き取るため、機械的特性の変動が大きいという問題があった。また、プレス成形—塗装焼付処理後の降伏応力の増加量のばらつきが大きく、さらに、穴抜き率が低く、伸びフランジ加工性が低下しプレス成形性が不足するという問題もあった。

一方、自動車部品は、適用部位によっては高い耐食性も要求される。高い耐食性を要求される部位に適用される素材には、溶融亜鉛めっき鋼板が好適であり、成形時にはプレス成形性に優れ、成形後の熱処理により著しく硬化する溶融亜鉛めっき鋼板が要望されている。

このような要望に対し、例えば、特許第2802513号公報には、熱延板をめっき原板とする溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法が提案されている。この方法は、C : 0.05%以下、Mn : 0.05~0.5%、Al : 0.1%以下、Cu : 0.8~2.0%を含む鋼スラブを巻取温度 : 530℃以下の条件で熱間圧延を行い、続いて530℃以下の温度に加熱し鋼板表面を還元したのち、溶融亜鉛めっきを施すことにより、成形後の熱処理による著しい硬化が得られるとしている。しかしながら、この方法で製造された鋼板では、成形後熱処理により著しい硬化を得るためには、熱処理温度を500℃

以上とする必要があり、熱処理温度が高く、実用上問題を残していた。

また、特開平10-310824号公報には、熱延板あるいは冷延板をめっき基板とし、成形後の熱処理により強度上昇が期待できる合金化溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法が提案されている。この方法は、C : 0.01~0.08%を含み、Si、Mn、P、S、Al、Nを適正量としたうえで、Cr、W、Moの1種または2種以上を合計で0.05~3.0%含有する鋼を熱間圧延したのち、あるいはさらに冷間圧延または、調質圧延し焼鈍したのち、溶融亜鉛めっきを行い、その後加熱合金化処理を施すというものである。この鋼板は、成形後、200~450℃の温度域で加熱することにより引張強さが上昇するとされる。しかしながら、得られた鋼板は、ミクロ組織が、フェライト単相、フェライト+パーライト、またはフェライト+ベイナイト組織であるため、高い延性と低い降伏強さが得られず、プレス成形性が低下するという問題があった。

また、特開平11-199975号公報には、C : 0.03~0.20%を含み、Si、Mn、P、S、Alを適正量としたうえで、Cu : 0.2~2.0%とB : 0.0002~0.002%を含み、ミクロ組織が、フェライトを主相とし、マルテンサイトを第2相とする複合組織であり、フェライト相におけるCuの存在状態を2 nm以下の固溶状態および／または析出状態とした、疲労特性に優れた加工用熱延鋼板が提案されている。特開平11-199975号公報に記載された鋼板は、CuとBを複合添加し、しかもCuの存在状態を2nm以下と極微細としてはじめて疲労限度比が著しく向上するというものである。しかも、そのためには、 $A_{r3}$ 変態点以上で熱間仕上圧延を終了し、冷却過程の $A_{r3}$ ~ $A_{r1}$ 変態点までの温度域で1~10 s間空冷し、その後20℃/s以上の冷却速度で冷却し、350℃以下の温度で巻き取ることを必須としている。このように巻取温度を350℃以下という低温にすると、熱延鋼板の形状が大きく乱れやすく、工業的に安定して製造できないという問題があった。

## 発明の開示

本発明は、上記したように、極めて強い要求があるにもかかわらず、これらの特性を満足する鋼板を工業的に安定して製造する技術がこれまでになかったことに鑑み成されたものであり、上記した問題を有利に解決し、自動車用鋼板として好適な、優れたプレス成形性を有し、かつプレス成形後に、比較的低い温度での熱処理によって引張強さが極めて大きく上昇する歪時効硬化特性に優れた高張力鋼板およびこの高張力鋼板を安定して生産ができる製造方法を提案することを目的とする。なお、本発明でいう鋼板は、熱延鋼板、冷延鋼板およびめっき鋼板を含むものとする。

本発明者らは、上記した課題を達成するために、歪時効硬化特性におよぼす鋼板組織と合金元素の影響について鋭意研究を重ねた。その結果、C含有量を低炭素域とし、適正範囲内のCuを含有して、さらに加えて、鋼板組織をフェライトとマルテンサイトの複合組織とすることにより、予歪量：5%以上とした予変形処理と150℃以上350℃以下の比較的低い温度の熱処理後に、降伏応力の増加に加え、引張強さも顕著に増加する高い歪時効硬化が得られることを見いだした。また、このような高い歪時効硬化特性に加えて、良好な延性、低い降伏強さ、高い穴拡張率を有し、プレス成形性に優れた鋼板となることを見いだした。

上記した新規な知見に基づき、本発明者らは、さらに鋭意研究を重ねた結果、上記した現象はCuを含まない鋼板においても起こることを知見した。Cuに代えて、Mo、Cr、Wのうちの1種または2種以上を含有し、組織をフェライト＋マルテンサイトの複合組織とすることにより、予歪を付加し低温での熱処理を施すと、マルテンサイト中に極微細な炭化物が歪誘起析出し引張強さが上昇することを見いだした。この低温加熱時の歪誘起微細析出は、Mo、Cr、Wのうちの1種または2種以上に加えてNb、V、Tiのうちの1種または2種以上を含有することによりさらに顕著となることも見いだした。

本発明は、上記した知見に基づき、さらに検討して完成されたものであり、本発明の要旨は下記のとおりである。

(1) 組織が、フェライト相を主相とし、面積率で2%以上のマルテンサイト相を含む第2相との複合組織を有することを特徴とする、プレス成形性に優れ、かつ $\Delta T S$ : 80MPa 以上になる歪時効硬化特性に優れた鋼板。

(2) (1)において、前記鋼板が熱延鋼板であるプレス成形性に優れ、かつ $\Delta T S$ : 80MPa 以上になる歪時効硬化特性に優れた鋼板。

(3) (2)において質量%で、C: 0.15%以下、Si: 2.0%以下、Mn: 3.0%以下、P: 0.1%以下、S: 0.02%以下、Al: 0.1%以下、N: 0.02%以下、Cu: 0.5~3.0%を含み、残部がFeおよび不可避免的不純物からなる組成を有することを特徴とする、プレス成形性に優れ、かつ $\Delta T S$ : 80MPa 以上になる歪時効硬化特性に優れた鋼板。

(4) (3)において、前記組成に加えさらに、質量%で、次A群~C群

A群: Ni: 2.0%以下、

B群: Cr、Moのうちの1種または2種を合計で2.0%以下、

C群: Nb、Ti、Vのうちの1種または2種以上を合計で0.2%以下

のうちから選ばれた1群または2群以上を含有することを特徴とする、プレス成形性に優れ、かつ $\Delta T S$ : 80MPa 以上になる歪時効硬化特性に優れた鋼板。

(5) (2)において、質量%で、C: 0.15%以下、Si: 2.0%以下、Mn: 3.0%以下、P: 0.1%以下、S: 0.02%以下、Al: 0.1%以下、N: 0.02%以下を含み、さらに、Mo: 0.05~2.0%、Cr: 0.05~2.0%、W: 0.05~2.0%のうちから選ばれた1種または2種以上を合計で2.0%以下含有し、残部がFeおよび不可避免的不純物からなる組成を有することを特徴とする、プレス成形性に優れ、かつ $\Delta T S$ : 80MPa 以上になる歪時効硬化特性に優れた鋼板。

(6) (5)において、前記組成に加えさらに、質量%で、Nb、Ti、Vのうち

の1種または2種以上を合計で2.0%以下含有することを特徴とする、プレス成形性に優れ、かつ $\Delta T S : 80\text{MPa}$ 以上になる歪時効硬化特性に優れた鋼板。

(7) 質量%で、C : 0.15%以下、Si : 2.0%以下、Mn : 3.0%以下、P : 0.1%以下、S : 0.02%以下、Al : 0.1%以下、N : 0.02%以下、Cu : 0.5~3.0%を含み、あるいはさらに次A群~C群

A群 : Ni : 2.0%以下、

B群 : Cr、Moのうちの1種または2種を合計で2.0%以下、

C群 : Nb、Ti、Vのうちの1種または2種以上を合計で0.2%以下

のうちから選ばれた1群または2群以上を含有し、好ましくは残部Feおよび不可避免的不純物からなる組成を有する鋼スラブに、熱間圧延を施し所定板厚の熱延板とするにあたり、前記熱間圧延を、仕上圧延終了温度FDTが $A_{r3}$ 変態点以上である熱間圧延とし、仕上圧延終了後、 $5^\circ\text{C}/\text{s}$ 以上の冷却速度で( $A_{r3}$ 変態点)~( $A_{r1}$ 変態点)の温度域まで冷却し、該温度域で1~20s間空冷または徐冷したのち、再び $5^\circ\text{C}/\text{s}$ 以上の冷却速度で冷却して、 $550^\circ\text{C}$ 以下の温度で巻き取ることを特徴とする、プレス成形性に優れ、かつ $\Delta T S : 80\text{MPa}$ 以上になる歪時効硬化特性に優れた熱延鋼板の製造方法。

(8) (6)において、前記鋼スラブを、質量%で、C : 0.15%以下、Si : 2.0%以下、Mn : 3.0%以下、P : 0.1%以下、S : 0.02%以下、Al : 0.1%以下、N : 0.02%以下を含み、さらに、Mo : 0.05~2.0%、Cr : 0.05~2.0%、W : 0.05~2.0%のうちから選ばれた1種または2種以上を合計で2.0%以下含有し、あるいはさらにNb、Ti、Vのうちの1種または2種以上を合計で2.0%以下含有し、好ましくは残部Feおよび不可避免的不純物からなる組成を有する鋼スラブとすることを特徴とする、プレス成形性に優れ、かつ $\Delta T S : 80\text{MPa}$ 以上になる歪時効硬化特性に優れた熱延鋼板の製造方法。

(9) (7) または (8) において、前記仕上げ圧延の一部または全部が、潤滑

圧延であることを特徴とする、プレス成形性に優れ、かつ  $\Delta T S : 80\text{MPa}$  以上になる歪時効硬化特性に優れた熱延鋼板の製造方法。

(10) (1) において、前記鋼板が冷延鋼板である、プレス成形性に優れ、かつ  $\Delta T S : 80\text{MPa}$  以上になる歪時効硬化特性に優れた鋼板。

(11) (10) において、前記組織に加えて、質量%で、C : 0.15%以下、Si : 2.0%以下、Mn : 3.0%以下、P : 0.1%以下、S : 0.02%以下、Al : 0.1%以下、N : 0.02%以下、Cu : 0.5~3.0%を含み、残部が Fe および不可避免の不純物からなる組成を有することを特徴とする、プレス成形性に優れ、かつ  $\Delta T S : 80\text{MPa}$  以上になる歪時効硬化特性に優れた鋼板。

(12) (11) において、前記組成に加えてさらに、質量%で、次A群~C群

A群 : Ni : 2.0%以下

B群 : Cr、Mo のうちの 1 種または 2 種を合計で 2.0%以下

C群 : Nb、Ti、V のうちの 1 種または 2 種以上を合計で 0.2%以下

のうちの 1 群または 2 群以上を含有することを特徴とする、プレス成形性に優れ、かつ  $\Delta T S : 80\text{MPa}$  以上になる歪時効硬化特性に優れた記載の鋼板。

(13) (10) において、前記組織に加えて、質量%で、C : 0.15%以下、Si : 2.0%以下、Mn : 3.0%以下、P : 0.1%以下、S : 0.02%以下、Al : 0.1%以下、N : 0.02%以下を含み、さらに、Mo : 0.05~2.0%、Cr : 0.05~2.0%、W : 0.05~2.0 %のうちから選ばれた 1 種または 2 種以上を合計で 2.0%以下含有し、残部が Fe および不可避免の不純物からなる組成を有することを特徴とする、プレス成形性に優れ、かつ  $\Delta T S : 80\text{MPa}$  以上になる歪時効硬化特性に優れた鋼板。

(14) (13) において、前記組成に加えてさらに、質量%で、Nb、Ti、V のうちの 1 種または 2 種以上を合計で 2.0%以下を含有することを特徴とする、プレス成形性に優れ、かつ  $\Delta T S : 80\text{MPa}$  以上になる歪時効硬化特性に優れた鋼板。

(15) 質量%で、C : 0.15%以下、Si : 2.0%以下、Mn : 3.0%以下、P : 0.1%

以下、S : 0.02%以下、Al : 0.1%以下、N : 0.02%以下、Cu : 0.5 ~ 3.0%を含み、あるいはさらに次A群~C群

A群 : Ni : 2.0%以下、

B群 : Cr、Moのうちの1種または2種を合計で2.0%以下、

C群 : Nb、Ti、Vのうちの1種または2種以上を合計で0.2%以下

のうちから選ばれた1群または2群以上を含有し、好ましくは残部Feおよび不可避免的不純物からなる組成の鋼スラブを素材とし、該素材に熱間圧延を施し熱延板とする熱延工程と、該熱延板に冷間圧延を施し冷延板とする冷延工程と、該冷延板に再結晶焼鈍を行い冷延焼鈍板とする再結晶焼鈍工程とを順次施す冷延鋼板の製造方法において、前記再結晶焼鈍をAc<sub>1</sub>変態点~Ac<sub>3</sub>変態点の温度範囲のフェライト+オーステナイトの2相域で行うことを特徴とする、プレス成形性に優れ、かつΔTS : 80MPa以上になる歪時効硬化特性に優れた冷延鋼板の製造方法。

(16) (15)において、前記組成の鋼スラブに代えて、質量%で、C : 0.15%以下、Si : 2.0%以下、Mn : 3.0%以下、P : 0.1%以下、S : 0.02%以下、Al : 0.1%以下、N : 0.02%以下を含み、さらに、Mo : 0.05~2.0%、Cr : 0.05~2.0%、W : 0.05~2.0%のうちから選ばれた1種または2種以上を合計で2.0%以下含有し、あるいはさらにNb、Ti、Vのうちの1種または2種以上を合計で2.0%以下含有し、好ましくは、残部Feおよび不可避免的不純物からなる組成の鋼スラブとすることを特徴とする、プレス成形性に優れ、かつΔTS : 80MPa以上になる歪時効硬化特性に優れた冷延鋼板の製造方法。

(17) (15)または(16)において、前記熱間圧延が、前記素材の加熱温度を900℃以上、仕上げ圧延終了温度を700℃以上、巻取り温度を800℃以下とする熱間圧延であることを特徴とする、プレス成形性に優れ、かつΔTS : 80MPa以上になる歪時効硬化特性に優れた冷延鋼板の製造方法。



(18) (15) ないし (17) のいずれかにおいて、前記熱間圧延の一部または全部が、潤滑圧延であることを特徴とする、プレス成形性に優れ、かつ  $\Delta T S : 80$  MPa 以上になる歪時効硬化特性に優れた冷延鋼板の製造方法。

(19) (2) ないし (6) のいずれかに記載の熱延鋼板の表面に熔融亜鉛めっき層または合金化熔融亜鉛めっき層を形成してなる、プレス成形性に優れ、かつ  $\Delta T S : 80$  MPa 以上になる歪時効硬化特性に優れた熔融亜鉛めっき鋼板。

(20) (10) ないし (14) のいずれかに記載の冷延鋼板の表面に熔融亜鉛めっき層または合金化熔融亜鉛めっき層を形成してなる、プレス成形性に優れ、かつ  $\Delta T S : 80$  MPa 以上になる歪時効硬化特性に優れた熔融亜鉛めっき鋼板。

(21) 質量%で、C : 0.15%以下、Si : 2.0%以下、Mn : 3.0%以下、P : 0.1%以下、S : 0.02%以下、Al : 0.1%以下、N : 0.02%以下、Cu : 0.5~3.0%を含み、あるいはさらに次A群~C群

A群 : Ni : 2.0%以下、

B群 : Cr、Mo のうちの1種または2種を合計で2.0%以下、

C群 : Nb、Ti、V のうちの1種または2種以上を合計で0.2%以下

のうちから選ばれた1群または2群以上を含有し、好ましくは残部Feおよび不可避免的不純物からなる組成を有する鋼板に、連続熔融亜鉛めっきを行うラインで、 $Ac_3$ 変態点~ $Ac_1$ 変態点の温度域のフェライト+オーステナイトの2相域に加熱する焼鈍を行ったのち、熔融亜鉛めっき処理を行い、前記鋼板表面に熔融亜鉛めっき層を形成することを特徴とする、プレス成形性に優れ、かつ  $\Delta T S : 80$  MPa 以上になる歪時効硬化特性に優れた熔融亜鉛めっき鋼板の製造方法。

(22) (21) において、前記鋼板に代えて、質量%で、C : 0.15%以下、Si : 2.0%以下、Mn : 3.0%以下、P : 0.1%以下、S : 0.02%以下、Al : 0.1%以下、N : 0.02%以下を含み、さらに、Mo : 0.05~2.0%、Cr : 0.05~2.0%、W : 0.05~2.0%のうちから選ばれた1種または2種以上を合計で2.0%以下含有し、あるい

はさらに Nb、Ti、V のうちの 1 種または 2 種以上を合計で 2.0% 以下含有し、好ましくは、残部 Fe および不可避免的不純物からなる組成を有する鋼板とすることを特徴とする、プレス成形性に優れ、かつ  $\Delta T S : 80\text{MPa}$  以上になる歪時効硬化特性に優れた溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法。

(23) (21) または (22) において、前記焼鈍前に、連続焼鈍ラインで、 $700^{\circ}\text{C}$  以上の温度で加熱する前加熱処理と、ついで酸洗処理とからなる前処理を施すことを特徴とする、プレス成形性に優れ、かつ  $\Delta T S : 80\text{MPa}$  以上になる歪時効硬化特性に優れた溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法。

(24) (21) ないし (23) のいずれかにおいて、前記溶融亜鉛めっき処理を行い、鋼板表面に溶融亜鉛めっき層を形成したのち、前記溶融亜鉛めっき層の合金化処理を行うことを特徴とする、プレス成形性に優れ、かつ  $\Delta T S : 80\text{MPa}$  以上になる歪時効硬化特性に優れた溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法。

(25) (21) ないし (24) のいずれかにおいて、前記鋼板が、前記組成を有する素材を加熱温度： $900^{\circ}\text{C}$  以上、仕上げ圧延終了温度： $700^{\circ}\text{C}$  以上、巻取り温度： $800^{\circ}\text{C}$  以下とする熱間圧延により製造された熱延鋼板、あるいは該熱延鋼板に冷延圧延を施した冷延鋼板であることを特徴とする、プレス成形性に優れ、かつ  $\Delta T S : 80\text{MPa}$  以上になる歪時効硬化特性に優れた溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法。

(26) (7) ないし (9) のいずれかに記載の熱延鋼板の製造方法により得られた熱延鋼板に、さらに溶融亜鉛めっき処理を行い、前記熱延鋼板表面に溶融亜鉛めっき層を形成することを特徴とする、プレス成形性に優れ、かつ  $\Delta T S : 80\text{MPa}$  以上になる歪時効硬化特性に優れた溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法。

(27) (15) ないし (18) のいずれかに記載の冷延鋼板の製造方法により得られた冷延鋼板に、さらに溶融亜鉛めっき処理を行い、前記冷延鋼板表面に溶融亜鉛めっき層を形成することを特徴とする、プレス成形性に優れ、かつ  $\Delta T S : 80$

MPa 以上になる歪時効硬化特性に優れた溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法。

(28) (26) または (27) において、前記溶融亜鉛めっき処理後に、合金化処理を行うことを特徴とする、プレス成形性に優れ、かつ  $\Delta T S : 80 \text{ MPa}$  以上になる歪時効硬化特性に優れた溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法。

#### 図面の簡単な説明

図 1 は、予変形－熱処理後の  $\Delta T S$  と鋼板（熱延板）組織の関係におよぼす Cu 含有量の影響を示すグラフである。

図 2 は、熱延鋼板の予変形－熱処理後の  $\Delta T S$  と熱処理温度の関係におよぼす Cu 含有量の影響を示すグラフである。

図 3 は、熱延鋼板の  $\lambda$  と YR との関係におよぼす Cu 含有量の影響を示すグラフである。

図 4 は、冷延鋼板の予変形－熱処理後の  $\Delta T S$  と再結晶焼鈍温度の関係におよぼす Cu 含有量の影響を示すグラフである。

図 5 は、冷延鋼板の予変形－熱処理後の  $\Delta T S$  と熱処理温度の関係におよぼす Cu 含有量の影響を示すグラフである。

図 6 は、冷延鋼板の  $\lambda$  と YR との関係におよぼす Cu 含有量の影響を示すグラフである。

図 7 は、溶融亜鉛めっき鋼板の予変形－熱処理後の  $\Delta T S$  と再結晶焼鈍温度の関係におよぼす Cu 含有量の影響を示すグラフである。

図 8 は、溶融亜鉛めっき鋼板の予変形－熱処理後の  $\Delta T S$  と熱処理温度の関係におよぼす Cu 含有量の影響を示すグラフである。

図 9 は、溶融亜鉛めっき鋼板の  $\lambda$  と YR との関係におよぼす Cu 含有量の影響を示すグラフである。

発明を実施するための最良の形態

本発明でいう、「歪時効硬化特性に優れた」とは、引張塑性歪量 5 % 以上の予変形処理後、150～350℃の範囲の温度で保持時間：30 s 以上の熱処理を施したとき、この熱処理前後の引張強さ増加量  $\Delta T S$  { = (熱処理後の引張強さ) - (予変形処理前の引張強さ) } が 80 MPa 以上となることを意味する。なお、望ましくは  $\Delta T S$  は 100 MPa 以上である。この熱処理により降伏応力も上昇し、 $\Delta Y S$  : 80 MPa 以上が得られることはいうまでもない。 $\Delta Y S$  は、熱処理前後の降伏強さの増加量を意味し、 $\Delta Y S$  = { (熱処理後の降伏強さ) - (熱処理前の降伏強さ) } で定義される。

歪時効硬化特性を規定する場合、予歪（予変形）量は重要な因子である。本発明者らは、自動車用鋼板が適用される変形様式を想定して、予歪量がその後の歪時効硬化特性に及ぼす影響について調査した。その結果、極めて深い絞り加工以外はおおむね 1 軸相当歪（引張歪）量で整理できること、また、実部品においては、この 1 軸相当歪量がおおむね 5 % を上回っていること、また、部品強度が予歪 5 % の歪時効処理後に得られる強度と良く対応すること、が明らかになった。これらのことから、本発明では、歪時効処理の予歪（変形）を 5 % 以上の引張塑性歪とした。

従来の塗装焼付処理条件は、170℃×20min が標準として採用されているが、本発明におけるように、極微細 Cu の析出強化を利用する場合には、熱処理温度は 150℃以上が必要となる。一方、350℃を超える条件では、その効果が飽和し、逆にやや軟化する傾向を示す。また、350℃を超える温度に加熱すると、熱歪やテンパーカラーの発生などが顕著となる。このようなことから、本発明では、歪時効硬化のための熱処理温度は 150～350℃とした。なお、熱処理温度における保持時間は 30 s 以上とする。熱処理の保持時間については、150～350℃ではおおむね 30 s 程度以上保持すれば、ほぼ十分な歪時効硬化が達成される。より大きな安

定した歪時効硬化を得たい場合には保持時間は60 s 以上とするのが望ましく、より好ましくは300 s 以上である。

上記した 熱処理における加熱方法は、とくに限定されないが、通常の塗装焼付処理におけるように、炉による雰囲気加熱以外に、たとえば誘導加熱、無酸化炎、レーザー、プラズマなどによる加熱などがいずれも好適である。また、鋼板の温度を高めてプレスする、いわゆる温間プレスも、本発明においては極めて有効な方法である。

まず、本発明者らが行った熱延鋼板についての基礎的な実験結果について説明する。

質量%で、C : 0.04%、Si : 0.82%、Mn : 1.6%、P : 0.01%、S : 0.005%、Al : 0.04%、N : 0.002%を含有し、Cu を0.3%、1.3%と変化した組成を有するシートバーについて、1150℃に加熱→均熱後、仕上圧延終了温度が850℃となるように3パス圧延を行って板厚2.0mm としたのち、冷却条件と巻取り温度を変化して、組織をフェライト単相からフェライト+マルテンサイトの複合組織を有する熱延板とした。

これら熱延板について、引張試験を実施し引張特性を調査した。さらに、これら熱延板から採取した試験片に引張予歪量5%の予変形処理を施し、ついで50～350℃×20min の熱処理を施したのち、引張試験を実施し引張特性を求め、歪時効硬化特性を評価した。

歪時効硬化特性は、熱処理前後の引張強さ増加量 $\Delta T S$ で評価した。 $\Delta T S$ は、熱処理を施した後の引張強さ $T S_{HT}$ と、熱処理を施さない場合の引張強さ $T S$ との差（＝（熱処理後の引張強さ $T S_{HT}$ ）－（予変形処理前の引張強さ $T S$ ））とした。なお、引張試験は、JIS 5号引張試験片を用いて実施した。

図1に、 $\Delta T S$ と鋼板（熱延板）組織との関係におよぼすCu含有量の影響を示す。なお、 $\Delta T S$ は、試験片に引張予歪量5%の予変形処理を施し、ついで

250℃×20min の熱処理を施して求めた。図 1 から、Cu 含有量が1.3質量%の場合には、鋼板組織をフェライト+マルテンサイトの複合組織にすることにより、 $\Delta T S$  : 80MPa 以上になる高い歪時効硬化特性が得られることがわかる。Cu 含有量が0.3質量%の場合には、 $\Delta T S$  : 80MPa 未満であり、鋼板組織をフェライト+マルテンサイトの複合組織にしても高い歪時効硬化特性は得られない。

このように、Cu 含有量を適正範囲内とし、フェライト+マルテンサイトの複合組織とすることにより、高い歪時効硬化特性を有する熱延鋼板を製造することが可能であることがわかる。

図 2 に、 $\Delta T S$  と予変形処理後の熱処理温度の関係におよぼす Cu 含有量の影響を示す。なお、用いた熱延板は、熱間圧延終了後、20℃/s の冷却速度で700℃まで冷却し、ついで5 s 間空冷した後、30℃/s の冷却速度で450℃まで冷却し、その後、450℃×1 h のコイル巻取り相当処理を施したものである。このようにして得られた熱延板のミクロ組織は、主相としてのフェライトと、面積率で8%のマルテンサイトとの複合組織であった。 $\Delta T S$  は、これら熱延板に、予変形処理を施した後、熱処理を行い求めた。

図 2 から、 $\Delta T S$  は、熱処理温度が上昇するとともに増加するが、その増加量は Cu 含有量に大きく依存する。Cu 含有量が1.3質量%の場合には、熱処理温度が150℃以上で $\Delta T S$  : 80MPa 以上になる高い歪時効硬化特性が得られることがわかる。なお、Cu 含有量が0.3質量%の場合には、 $\Delta T S$  : 80MPa 未満であり、いずれの熱処理温度でも高い歪時効硬化特性は得られない。

また、Cu 含有量が0.3質量%と1.3質量%の鋼板について、熱延後の冷却速度を種々変化させ、組織をフェライト+マルテンサイトからフェライト単相とし、降伏比  $Y R$  ( $= (\text{降伏強さ } Y S / \text{引張強さ } T S) \times 100 \%$ ) を50~90%とした材料(熱延板)を作製した。これら材料(熱延板)について、穴拡げ試験を実施し穴拡げ率( $\lambda$ )を求めた。穴拡げ試験は、10mm  $\phi$  のポンチで打ち抜いて供試片に

ポンチ穴を形成したのち、頂角 $60^\circ$ の円錐ポンチを用い、ばりが外側になるようにして、板厚を貫通する割れが発生するまで穴拡大を行い、穴拡大率 $\lambda$ を求めた。穴拡大率 $\lambda$ は、 $\lambda (\%) = \{(d - d_0) / d_0\} \times 100$  で求めた。なお、 $d_0$ ：初期穴径、 $d$ ：割れ発生時の内穴径である。

これらの結果を、穴拡大率 $\lambda$ と降伏比 $YR$ との関係に整理し、穴拡大率 $\lambda$ と降伏比 $YR$ との関係におよぼす $Cu$ 含有量の影響として図3に示す。

図3から、 $Cu$ ：0.3質量%の鋼板では、フェライト( $\alpha$ ) + マルテンサイトの複合組織となり $YR$ が70%未満となると、 $YR$ の低下とともに $\lambda$ が低下しているが、 $Cu$ ：1.3質量%の鋼板では、フェライト( $\alpha$ ) + マルテンサイトの複合組織となり $YR$ が低くなっても高い $\lambda$ 値を維持していることがわかる。一方、 $Cu$ 含有量が0.3質量%の鋼板では、低い $YR$ と高い $\lambda$ を同時には得ることができない。

このように、 $Cu$ 含有量を適正範囲内とし、フェライト( $\alpha$ ) + マルテンサイトの複合組織とすることにより、低降伏比と高穴拡大率をともに満足する熱延鋼板を製造することが可能であることがわかる。

本発明の熱延鋼板では、通常の熱処理前後の変形応力増加量測定時の予歪量である2%よりも多い歪量での予変形と、 $150^\circ\text{C}$ 以上 $350^\circ\text{C}$ 以下といった比較的低温域での熱処理により、鋼板中に極微細 $Cu$ が析出する。本発明者らの検討によれば、この極微細 $Cu$ の析出により、降伏応力の増加に加え、引張強さが顕著に増加する高い歪時効硬化特性が得られたと考えられる。このような比較的低温域での熱処理による極微細 $Cu$ の析出は、これまで報告されている極低炭素鋼あるいは低炭素鋼では全く認められなかった。比較的低温域での熱処理によって極微細 $Cu$ が析出することについては、現在まで、その理由は明確となっていないが、フェライト( $\alpha$ ) + オーステナイト( $\gamma$ )の2相域での保持中に、 $\gamma$ 相に $Cu$ が多量に分配され、それが冷却後も引き継がれてマルテンサイト中に $Cu$ が過飽和に固溶した状態になり、5%以上の予歪の付加と低温熱処理により、極微細に析

出したものと考えられる。

また、Cu を添加し、組織をフェライト+マルテンサイトの複合組織とした鋼板の穴引き率が高くなる詳細な機構については、現在までに明確とはなっていないが、Cu 添加によりフェライトとマルテンサイトとの硬度差が小さくなったためではないかと考えられる。

本発明の熱延鋼板は、引張強さ  $T S : 440\text{MPa}$  以上の高張力熱延鋼板であり、プレス成形性に優れ、かつプレス成形後の比較的低い温度での熱処理により引張強さが顕著に上昇し、 $\Delta T S : 80\text{MPa}$  以上になる歪時効硬化特性に優れた鋼板である。

つぎに、本発明の熱延鋼板の組織について説明する。

本発明の熱延鋼板は、組織が、フェライト相と、面積率で全組織に対し 2 % 以上のマルテンサイト相を含む第 2 相との複合組織を有する。

低い降伏強さ  $Y S$  と高い延性  $E 1$  を有し、優れたプレス成形性を有する鋼板とするために、本発明では熱延鋼板の組織を、主相であるフェライト相と、マルテンサイトを含む第 2 相との複合組織とする必要がある。主相であるフェライトは、面積率で 50 % 以上とするのが好ましい。フェライトが、50 % 未満では、高い延性を確保することが困難となりプレス成形性が低下する。また、さらに良好な延性が要求される場合にはフェライト相の面積率は 80 % 以上とするのが好ましい。なお、複合組織の利点を利用するために、フェライト相は 98 % 以下とするのが好ましい。

また、第 2 相として、本発明では、マルテンサイトを、面積率で全組織に対し 2 % 以上含有する必要がある。マルテンサイトが 2 % 未満では、低い  $Y S$  と高い  $E 1$  を同時に満足させることができない。なお、第 2 相は、面積率で 2 % 以上のマルテンサイト相単独としても、あるいは面積率で 2 % 以上のマルテンサイト相と、副相としてそれ以外のパーライト相、ベイナイト相、残留オーステナイト相



のいずれかとの混合としてよく、とくに限定されない。

上記した組織を有する熱延鋼板は、低降伏強さで高延性を有しプレス成形性に優れ、かつ歪時効硬化特性に優れた鋼板となる。

つぎに、本発明熱延鋼板の組成限定理由について説明する。なお、質量%は単に%と記す。

C : 0.15%以下

Cは、鋼板の強度を増加し、さらにフェライトとマルテンサイトの複合組織の形成を促進する元素であり、本発明では複合組織を形成するために0.01%以上含有するのが好ましい。一方、0.15%を超える含有は、鋼中の炭化物の分率が増加し、延性、さらにはプレス成形性を低下させる。さらに、より重要な問題として、C含有量が0.15%を超えると、スポット溶接性、アーク溶接性等が顕著に低下する。このため、本発明では、Cは0.15%以下に限定した。なお、成形性の観点からは0.10%以下とするのが好ましい。

Si : 2.0%以下

Siは、鋼板の延性を顕著に低下させることなく、鋼板を高強度化させることができる有用な強化元素であるとともに、フェライト変態の促進および未変態オーステナイト中へのCの濃縮によるマルテンサイト形成の促進等に有効な元素である。しかし、Si含有量が2.0%を超えると、プレス成形性の劣化を招くとともに、表面性状が悪化する。このため、Siは2.0%以下に限定した。なお、マルテンサイト形成の観点から0.1%以上含有するのが好ましい。

Mn : 3.0%以下

Mnは、鋼を強化する作用があり、さらにフェライト+マルテンサイトの複合組織の形成を促進する作用を有している。また、Sによる熱間割れを防止する有効な元素であり、含有するS量に応じて含有するのが好ましい。このような効果は、0.5%以上の含有で顕著となる。一方、3.0%を超える含有は、プレス成形性

および溶接性が劣化する。このため、本発明では Mn は3.0%以下に限定した。

なお、より好ましくは1.0%以上である。

P : 0.10%以下

P は、鋼を強化する作用があり、所望の強度に応じて必要量含有することができ、過剰に含有するとプレス成形性が劣化する。このため、P は0.10%以下に限定した。なお、より優れたプレス成形性が要求される場合には、0.08%以下とするのが好ましい。

S : 0.02%以下

S は、鋼板中では介在物として存在し、鋼板の延性、成形性、とくに伸びフランジ成形性の劣化をもたらす元素であり、できるだけ低減するのが好ましいが、0.02%以下に低減すると、さほど悪影響をおよぼさなくなるため、本発明では S は0.02%を上限とした。なお、優れた伸びフランジ成形性を要求される場合には、S は0.010 %以下とするのが好ましい。

Al : 0.10%以下

Al は、鋼の脱酸元素として添加され、鋼の清浄度を向上させるのに有用な元素であるが、0.10%を超えて含有してもより一層の脱酸効果は得られず、逆にプレス成形性が劣化する。このため、Al は0.10%以下に限定した。なお、好ましくは0.01%以上である。また、本発明では、Al 脱酸以外の脱酸方法による溶製方法を排除するものではなく、たとえば Ti 脱酸や Si 脱酸を行ってもよく、これらの脱酸法による鋼板も本発明の範囲に含まれる。

N : 0.02%以下

N は、固溶強化や歪時効硬化で鋼板の強度を増加させる元素であるが、0.02%を超えて含有すると、鋼板中に窒化物が増加し、それにより鋼板の延性、さらにはプレス成形性が顕著に劣化する。このため、N は0.02%以下に限定した。なお、よりプレス成形性の向上が要求される場合には0.01%以下とするのが好適である。

Cu : 0.5~3.0%

Cu は、鋼板の歪時効硬化（予変形－熱処理後の強度増加）を顕著に増加させる元素であり、本発明において最も重要な元素の一つである。Cu 含有量が0.5%未満では、たとえ予変形－熱処理条件を変化させても、 $\Delta T S$  : 80MPa 以上の引張強さの増加は得られない。このため、本発明では、Cu は0.5%以上の含有を必要とする。一方、3.0%を超える含有は、効果が飽和し、含有量に見合う効果が期待できず経済的に不利となるうえ、プレス成形性の劣化を招き、さらに鋼板の表面性状が悪化する。このため、Cu は0.5~3.0%に限定した。なお、より大きい $\Delta T S$ と優れたプレス成形性とを両立させるためには、Cu は1.0~2.5%の範囲にするのが好ましい。

また、本発明では、上記した Cu を含有する組成に加えてさらに、質量%で、  
次A群～C群

A群 : Ni : 2.0%以下

B群 : Cr、Mo のうちの1種または2種を合計で2.0%以下

C群 : Nb、Ti、V のうちの1種または2種以上を合計で0.2%以下

のうちの1群または2群以上を含有することが好ましい。

A群 : Ni : 2.0%以下

A群 : Ni は、Cu 添加時に鋼板表面に発生する表面欠陥の防止に有効な元素であり、必要に応じ含有できる。含有する場合には、その含有量は、Cu 含有量に依存し、およそ Cu 含有量の半分程度とするのが好ましい。なお、2.0%を超えて含有しても、効果が飽和し含有量に見合う効果が期待できなく経済的に不利となるうえ、逆にプレス成形性が劣化する。このようなことから、Ni は2.0%以下に限定するのが好ましい。

B群 : Cr、Mo のうちの1種または2種を合計で2.0%以下

B群 : Cr、Mo は、いずれも Mn と同様に、フェライト＋マルテンサイトの複

合組織の形成を促進する作用を有しており、必要に応じ含有できる。Cr、Mo のうちの1種または2種が合計で2.0 %を超えて含有すると、プレス成形性が低下する。このため、B群：Cr、Mo のうちの1種または2種を合計で2.0%以下に限定するのが好ましい。

C群：Nb、Ti、V のうちの1種または2種以上を合計で0.2%以下

C群：Nb、Ti、Vは、いずれも炭化物形成元素であり、炭化物の微細分散により高強度化に有効に作用するため、必要に応じ選択して含有できる。しかし、Nb、Ti、Vのうちの1種または2種以上を合計で0.2%を超えて含有すると、プレス成形性が劣化する。このため、Nb、Ti、Vは合計で0.2%に限定するのが好ましい。

また、本発明では、上記したCu、あるいはさらに上記したA群～C群のうちの1群または2群以上の含有に代えて、Mo：0.05～2.0%、Cr：0.05～2.0%、W：0.05～2.0%のうちから選ばれた1種または2種以上を合計で2.0%以下含有し、あるいはさらにNb、Ti、Vのうちの1種または2種以上を合計で2.0%以下含有してもよい。

Mo：0.05～2.0%、Cr：0.05～2.0%、W：0.05～2.0%のうちから選ばれた1種または2種以上を合計で2.0%以下

Mo、Cr、Wはいずれも、鋼板の歪時効硬化を顕著に増加させる元素で、本発明において最も重要な元素であり、選択して含有できる。これら Mo、Cr、Wのうちの1種または2種以上を含有させ、さらにフェライトとマルテンサイトの複合組織とすることにより、予変形－熱処理時に微細炭化物が歪誘起微細析出し、 $\Delta T S$ ：80MPa 以上の引張強さの増加が得られる。これら元素の含有量がそれぞれ0.05%未満では、予変形－熱処理条件、鋼板組織を変化させても、 $\Delta T S$ ：80MPa 以上の引張強さの増加は得られない。一方、これら元素の含有量がそれぞれ2.0 %を超えて含有しても、上記した効果は飽和し含有量に見合う効果が期

待できず経済的に不利となるうえ、プレス成形性の劣化を招く。このため、Mo、Cr、Wは、Mo : 0.05~2.0%、Cr : 0.05~2.0%、W : 0.05~2.0%の範囲に限定する。なお、プレス成形性の観点から、複合して含有する場合にはMo、Cr、Wの含有量の合計は2.0%以下に限定した。

Nb、Ti、Vのうちの1種または2種以上を合計で2.0%以下

Nb、Ti、Vは、いずれも炭化物形成元素であり、必要に応じ選択して含有できる。これらNb、Ti、Vのうちの1種または2種以上を含有させ、さらにフェライトとマルテンサイトの複合組織とすることにより、予変形-熱処理時に微細炭化物が歪誘起微細析出し、 $\Delta T S$  : 80MPa以上の引張強さの増加が得られる。しかし、Nb、Ti、Vのうちの1種または2種以上を合計で2.0%を超えて含有すると、プレス成形性が劣化する。このため、Nb、Ti、Vは、合計で2.0%以下に限定するのが好ましい。

上記した元素以外に、Ca : 0.1%以下、REM : 0.1%以下のうちの1種または2種を含有してもよい。Ca、REMはいずれも介在物の形態制御を通して延性の向上に寄与する元素である。しかし、Ca : 0.1%、REM : 0.1%をそれぞれ超える含有は清浄度を低下させ、延性をかえって低下させる。

また、マルテンサイト形成の観点から、B : 0.1%以下、Zr : 0.1%以下のうちの1種または2種を含有してもよい。

上記した成分以外の残部はFeおよび不可避的不純物からなる。不可避的不純物としては、Sb : 0.01%以下、Pb : 0.01%以下、Sn : 0.1%以下、Zn : 0.01%以下、Co : 0.1%以下が許容できる。

上記した組成、組織を有する熱延鋼板は、低降伏強さで高延性を有しプレス成形性に優れ、かつ歪時効硬化特性に優れた鋼板である。

つぎに、本発明の熱延鋼板の製造方法について説明する。

本発明の熱延鋼板は、上記した範囲内の組成を有する鋼スラブを素材とし、該

素材に熱間圧延を施し所定板厚の熱延板とする。

使用する鋼スラブは、成分のマクロ偏析を防止するために連続鑄造法で製造するのが好ましいが、造塊法、薄スラブ連鑄法で製造してもよい。また、鋼スラブを製造したのち、いったん室温まで冷却し、その後再加熱する従来法に加え、冷却しないで、温片のままで加熱炉に挿入する、あるいはわずかの保熱を行った後に直ちに圧延する直送圧延・直接圧延などの省エネルギープロセスも問題なく適用できる。

上記した素材（鋼スラブ）の加熱温度はとくに限定する必要はないが、900℃以上とするのが好ましい。

スラブ加熱温度：900℃以上

スラブ加熱温度 S R T は、Cu を含有する組成の場合には Cu 起因の表面欠陥を防止するために低いほうが望ましい。しかし、加熱温度が900℃未満では、圧延荷重が増大し、熱間圧延時のトラブル発生の危険が増大する。なお、酸化重量の増加にともなうスケールロスの増大などから、スラブ加熱温度は1300℃以下とするのが望ましい。

なお、スラブ加熱温度を低くし、かつ熱間圧延時のトラブルを防止するといった観点から、シートバーを加熱する、いわゆるシートバーヒーターを活用することは、有効な方法であることはいうまでもない。

加熱されたスラブは、ついで熱間圧延を施されるが、熱間圧延は、仕上圧延終了温度 F D T が  $A_{r3}$  変態点以上である熱間圧延とするのが好ましい。

仕上圧延終了温度： $A_{r3}$  変態点以上

仕上圧延終了温度 F D T を  $A_{r3}$  変態点以上とすることにより、均一な熱延母板組織を得ることができ、熱延後の冷却でフェライトとマルテンサイトとの複合組織が得られる。これにより、優れたプレス成形性が確保される。一方、仕上圧延終了温度が  $A_{r3}$  変態点未満では、熱延母板組織が不均一となるとともに、加工組

織が残存しプレス成形性が劣化する。またさらに、仕上圧延終了温度が $A_{r3}$ 変態点未満では、熱間圧延時の圧延負荷が高くなり、熱間圧延時のトラブルが発生する危険性が増大する。このようなことから、熱間圧延のFDTは $A_{r3}$ 変態点以上とするのが好ましい。

仕上圧延終了後、ついで、 $5^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上の冷却速度で( $A_{r3}$ 変態点)～( $A_{r1}$ 変態点)の温度域まで冷却するのが好ましい。

このような熱間圧延後の冷却を行うことにより、その後の冷却処理でフェライト変態を促進することができる。冷却速度が $5^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 未満では、その後の冷却処理でフェライト変態が促進されず、プレス成形性が劣化する。

ついで、( $A_{r3}$ 変態点)～( $A_{r1}$ 変態点)の温度域で1～20 s 間空冷または徐冷するのが好ましい。( $A_{r3}$ 変態点)～( $A_{r1}$ 変態点)の温度域で空冷または徐冷することにより、オーステナイトからフェライトへの変態が促進され、さらに未変態オーステナイト中にCが濃縮され、その後の冷却でマルテンサイトに変態して、フェライトとマルテンサイトとの複合組織が形成される。( $A_{r3}$ 変態点)～( $A_{r1}$ 変態点)の温度域での空冷または徐冷が1 s 未満では、オーステナイトからフェライトへの変態量が少なく、したがって未変態オーステナイト中へのCの濃縮量も少なく、マルテンサイトの形成量が少なくなる。一方、20 s を超えると、オーステナイトがパーライトに変態し、フェライトとマルテンサイトの複合組織が得られなくなる。

空冷または徐冷処理後、再び $5^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上の冷却速度で冷却して、 $550^{\circ}\text{C}$ 以下の巻取温度で巻き取る。

$5^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上の冷却速度で冷却することにより、未変態のオーステナイトがマルテンサイトに変態する。これにより、組織が、フェライト+マルテンサイトの複合組織となる。しかし、冷却速度が $5^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 未満あるいは巻取温度CTが $550^{\circ}\text{C}$ より高いと、未変態のオーステナイトがパーライトまたはベイナイトに変

態し、マルテンサイトが形成されないため、プレス成形性が低下する。なお、より好ましくは、冷却速度は $10^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上、さらに好ましくは熱延板形状の観点から $100^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以下である。また、巻取温度CTは $500^{\circ}\text{C}$ 未満、より好ましくは熱延板の形状の観点から $350^{\circ}\text{C}$ 以上である。巻取温度が $350^{\circ}\text{C}$ 未満では、鋼板形状が顕著に乱れ、実際の使用にあたり不具合を生じる危険性が増大する。

なお、本発明における熱間圧延では、熱間圧延時の圧延荷重を低減するために仕上圧延の一部または全部を潤滑圧延としてもよい。潤滑圧延を行うことは、鋼板形状の均一化、材質の均一化の観点からも有効である。なお、潤滑圧延の際の摩擦係数は $0.25\sim 0.10$ の範囲とすることが好ましい。また、相前後するシートバ一同士を接合し、連続的に仕上圧延する連続圧延プロセスとすることが好ましい。連続圧延プロセスを適用することは、熱間圧延の操業安定性の観点からも望ましい。

熱間圧延後、形状矯正、表面粗度等の調整のために、 $10\%$ 以下の調質圧延を施してもよい。

なお、本発明の熱延鋼板は、加工用としてのみならず、表面処理用原板としても適用できる。表面処理としては、亜鉛めっき（合金系を含む）、すずめっき、ほうろう等がある。

また本発明の熱延鋼板には、焼鈍または亜鉛めっき等の表面処理後、特殊な処理を施して、化成処理性、溶接性、プレス成形性および耐食性等の改善を行ってもよい。

次に、冷延鋼板について説明する。

まず、本発明者らが行った冷延鋼板についての基礎的な実験結果について説明する。

質量%で、C :  $0.04\%$ 、Si :  $0.02\%$ 、Mn :  $1.7\%$ 、P :  $0.01\%$ 、S :  $0.005\%$ 、Al :  $0.04\%$ 、N :  $0.002\%$ を含有し、Cu を $0.3\%$ 、 $1.3\%$ と変化した組成を有するシ



ートバーについて、1150℃に加熱一均熱後、仕上圧延終了温度が900℃となるように3パス圧延を行って板厚4.0mmとした。なお、仕上圧延終了、コイル巻取り後、600℃×1hの保温相当処理を施した。引続き、圧下率70%の冷間圧延を施して板厚1.2mmの冷延板とした。ついで、これら冷延板に、種々の条件で再結晶焼鈍を施した。

得られた冷延鋼板について、引張試験を実施し引張特性を調査した。さらに、これら冷延鋼板の歪時効硬化特性について調査した。

まず、これら冷延鋼板から試験片を採取し、これら試験片に引張予歪量5%の予変形処理を施し、ついで50～350℃×20minの熱処理を施したのち、引張試験を実施し引張特性を求めた。歪時効硬化特性は、熱延鋼板の項で示したと同様に、熱処理前後の引張強さ増加量 $\Delta T S$ で評価した。

図4に、冷延鋼板の $\Delta T S$ と再結晶焼鈍温度の関係におよぼすCu含有量の影響を示す。なお、 $\Delta T S$ は、得られた冷延鋼板から採取した試験片に、引張予歪量5%の予変形処理を施し、ついで250℃×20minの熱処理を施したのち、引張試験を実施して求めた。

図4から、Cu含有量が1.3質量%の場合には、再結晶焼鈍温度を700℃以上として鋼板組織をフェライト+マルテンサイト複合組織とすることにより、 $\Delta T S$  : 80MPa以上という高い歪時効硬化特性が得られることがわかる。一方、Cu含有量が0.3質量%の場合には、いずれの再結晶焼鈍温度でも $\Delta T S$  : 80MPa未満であり、高い歪時効硬化特性は得られない。図1からCu含有量を適正化し、組織をフェライト+マルテンサイト複合組織とすることにより、高い歪時効硬化特性を有する冷延鋼板を製造することが可能であることがわかる。

図5に、冷延鋼板の $\Delta T S$ と予変形処理後の熱処理温度の関係におよぼすCu含有量の影響を示す。鋼板は、冷延後、フェライト( $\alpha$ ) + オーステナイト( $\gamma$ )の2相域である800℃で保持時間40sの焼鈍を施した後、保持温度

(800℃) から30℃/s の冷却速度で室温まで冷却したものを用いた。これら鋼板のミクロ組織は、フェライトとマルテンサイト（第2相）との複合組織であり、マルテンサイトの組織分率は面積率で8%であった。

図5から、 $\Delta T S$ は、熱処理温度が上昇するとともに増加するが、その増加量はCu含有量に大きく依存する。Cu含有量が1.3質量%の場合には、熱処理温度が150℃以上で $\Delta T S$  : 80MPa以上という高い歪時効硬化特性が得られることがわかる。Cu含有量が0.3質量%の場合には、いずれの熱処理温度でも、 $\Delta T S$  : 80MPa未満であり、高い歪時効硬化特性は得られない。

また、Cu含有量が0.3質量%と1.3質量%の冷延まま鋼板について、冷延後の再結晶焼鈍条件を種々変化させ、組織をフェライト+マルテンサイトからフェライト単相とし、降伏比YR（＝（降伏強さYS／引張強さTS）×100%）を50～90%とした材料（鋼板）を作製した。これら材料（鋼板）について、穴抜け試験を実施し穴抜け率（ $\lambda$ ）を求めた。穴抜け試験は、10mm $\phi$ のポンチで打ち抜いて供試片にポンチ穴を形成したのち、頂角60°の円錐ポンチを用い、ばりが外側になるようにして、板厚を貫通する割れが発生するまで穴抜けを行い、穴抜け率 $\lambda$ を求めた。穴抜け率 $\lambda$ は、 $\lambda (\%) = \{ (d - d_0) / d_0 \} \times 100$ で求めた。なお、 $d_0$ ：初期穴径、 $d$ ：割れ発生時の内穴径である。

これらの結果を、穴抜け率 $\lambda$ と降伏比YRとの関係に整理し、冷延鋼板の穴抜け率 $\lambda$ と降伏比YRとの関係におよぼすCu含有量の影響として図6に示す。

図6から、Cu : 0.3質量%の鋼板では、フェライト+マルテンサイトの複合組織となりYRが70%未満となると、YRの低下とともに $\lambda$ が低下しているが、Cu : 1.3質量%の鋼板では、フェライト+マルテンサイトの複合組織となりYRが低くなっても高い $\lambda$ 値を維持していることがわかる。一方、Cu含有量が0.3質量%の鋼板では、低いYRと高い $\lambda$ を同時には得ることができない。

図6から、Cu含有量を適正範囲内とし、フェライト+マルテンサイトの複合

組織とすることにより、低降伏比と高穴抜け率をともに満足する冷延鋼板を製造することが可能であることがわかる。

本発明の冷延鋼板では、通常の熱処理前後の変形応力増加量測定時の予歪量である2%よりも多い歪量での予変形と、150℃以上350℃以下といった比較的低温域での熱処理により、鋼板中に極微細 Cu が析出する。本発明者らの検討によれば、この極微細 Cu の析出により、降伏応力の増加に加え、引張強さが顕著に増加する高い歪時効硬化特性が得られたと考えられる。このような低温域での熱処理による極微細 Cu の析出は、これまで報告されている極低炭素鋼あるいは低炭素鋼では全く認められなかった。低温域での熱処理によって極微細 Cu が析出することについては、現在まで、その理由は明確となっていないが、 $\alpha + \gamma$  の2相域での焼鈍中に、 $\gamma$  相に Cu が多量に分配され、それが冷却後も引き継がれてマルテンサイト中に Cu が過飽和に固溶した状態になり、5%以上の予歪の付加と低温熱処理により、極微細に析出したものと考えられる。

また、Cu を添加し、組織をフェライト+マルテンサイトの複合組織とした鋼板の穴抜け率が高くなる詳細な機構については、現在までに明確とはなっていないが、Cu 添加によりフェライトとマルテンサイトとの硬度差が小さくなったためではないかと考えられる。

本発明の冷延鋼板は、引張強さ T S : 440MPa 以上の高張力冷延鋼板であり、プレス成形性に優れ、かつプレス成形後の比較的低い温度での熱処理により引張強さが顕著に上昇し、 $\Delta T S : 80MPa$  以上になる歪時効硬化特性に優れた鋼板である。

つぎに、本発明の冷延鋼板の組織について説明する。

本発明の冷延鋼板は、組織が、フェライト相と、面積率で2%以上のマルテンサイト相を含む第2相との複合組織を有する。

低い降伏強さ Y S と高い延性 E 1 を有し、優れたプレス成形性を有する冷延鋼

板とするために、本発明では鋼板の組織を、主相であるフェライト相と、マルテンサイトを含む第2相との複合組織とする必要がある。主相であるフェライトは、面積率で50%以上とするのが好ましい。フェライトが、50%未満では、高い延性を確保することが困難となりプレス成形性が低下する。また、さらに良好な延性が要求される場合にはフェライト相の面積率は80%以上とするのが好ましい。なお、複合組織の利点を利用するために、フェライト相は98%以下とするのが好ましい。

また、第2相として、本発明では、マルテンサイトを、面積率で2%以上含有する必要がある。マルテンサイトが2%未満では、低いYSと高いE1を同時に満足させることができない。なお、第2相は、面積率で2%以上のマルテンサイト相単独としても、あるいは面積率で2%以上のマルテンサイト相と、副相としてそれ以外のパーライト相、ベイナイト相、残留オーステナイト相のいずれかとの混合としてもよく、とくに限定されない。

上記した組織を有する冷延鋼板は、低降伏強さと高延性を有し、プレス成形性に優れ、かつ歪時効硬化特性に優れた鋼板となる。

つぎに、本発明冷延鋼板の組成限定理由について説明する。なお、質量%は単に%と記す。

C : 0.15%以下

Cは、鋼板の強度を増加し、さらにフェライトとマルテンサイトの複合組織の形成を促進する元素であり、本発明では複合組織形成の観点から0.01%以上含有するのが好ましい。一方、0.15%を超える含有は、鋼中の炭化物の分率が増加し、延性、さらにはプレス成形性を低下させる。さらに、より重要な問題として、C含有量が0.15%を超えると、スポット溶接性、アーク溶接性等が顕著に低下する。このため、本発明では、Cは0.15%以下に限定した。なお、成形性の観点からは0.10%以下とするのが好ましい。

## Si : 2.0%以下

Si は、鋼板の延性を顕著に低下させることなく、鋼板を高強度化させることができる有用な強化元素であるが、その含有量が2.0%を超えると、プレス成形性の劣化を招くとともに、表面性状が悪化する。このため、Si は2.0%以下に限定した。なお、好ましくは0.1%以上である。

## Mn : 3.0%以下

Mn は、鋼を強化する作用があり、さらにフェライト+マルテンサイトの複合組織が得られる臨界冷却速度を低くし、フェライトとマルテンサイトの複合組織の形成を促進する作用を有しており、再結晶焼鈍後の冷却速度に応じ含有するのが好ましい。また、S による熱間割れを防止する有効な元素であり、含有するS 量に応じて含有するのが好ましい。このような効果は、0.5%以上の含有で顕著となる。一方、3.0%を超える含有は、プレス成形性および溶接性が劣化する。このため、本発明では Mn は3.0%以下に限定した。なお、より好ましくは1.0%以上である。

## P : 0.10%以下

P は、鋼を強化する作用があるが、所望の強度に応じて必要量含有することができるが、過剰に含有するとプレス成形性が劣化する。このため、P は0.10%以下に限定した。なお、より優れたプレス成形性が要求される場合には、0.08%以下とするのが好ましい。

## S : 0.02%以下

S は、鋼板中では介在物として存在し、鋼板の延性、成形性、とくに伸びフランジ成形性の劣化をもたらす元素であり、できるだけ低減するのが好ましいが、0.02%以下に低減するとさほど悪影響をおよぼさなくなるため、本発明ではS は0.02%を上限とした。なお、優れた伸びフランジ成形性を要求される場合には、S は0.010%以下とするのが好ましい。

Al : 0.10%以下

Alは、鋼の脱酸元素として添加され、鋼の清浄度を向上させるのに有用な元素であるが、0.10%を超えて含有してもより一層の脱酸効果は得られず、逆にプレス成形性が劣化する。このため、Alは0.10%以下に限定した。なお、本発明では、Al脱酸以外の脱酸方法による溶製方法を排除するものではなく、たとえばTi脱酸やSi脱酸を行ってもよく、これらの脱酸法による鋼板も本発明の範囲に含まれる。その際、CaやREM等を溶鋼に添加しても、本発明鋼板の特徴はなんら阻害されない。CaやREM等を含む鋼板も本発明範囲に含まれるのは、勿論である。

N : 0.02%以下

Nは、固溶強化や歪時効硬化で鋼板の強度を増加させる元素であるが、0.02%を超えて含有すると、鋼板中に窒化物が増加し、それにより鋼板の延性、さらにはプレス成形性が顕著に劣化する。このため、Nは0.02%以下に限定した。なお、よりプレス成形性の向上が要求される場合には0.01%以下とするのが好適である。

Cu : 0.5~3.0%

Cuは、鋼板の歪時効硬化（予変形－熱処理後の強度増加）を顕著に増加させる元素であり、本発明において最も重要な元素の一つである。Cu含有量が0.5%未満では、たとえ予変形－熱処理条件を変化させても、 $\Delta T S$  : 80MPa以上の引張強さの増加は得られない。このため、本発明では、Cuは0.5%以上の含有を必要とする。一方、3.0%を超える含有は、効果が飽和し、含有量に見合う効果が期待できず経済的に不利となるうえ、プレス成形性の劣化を招き、さらに鋼板の表面性状が悪化する。このため、Cuは0.5~3.0%に限定した。なお、より大きい $\Delta T S$ と優れたプレス成形性とを両立させるためには、Cuは1.0~2.5%の範囲にするのが好ましい。

また、本発明の冷延鋼板では、上記したCuを含有する組成に加えてさらに、

質量%で、次A群～C群

A群：Ni：2.0%以下

B群：Cr、Moのうちの1種または2種を合計で2.0%以下

C群：Nb、Ti、Vのうちの1種または2種以上を合計で0.2%以下

のうちの1群または2群以上を含有することが好ましい。

A群：Ni：2.0%以下

A群：Niは、Cu添加時に鋼板表面に発生する表面欠陥の防止に有効な元素であり、必要に応じ含有できる。含有する場合には、その含有量は、Cu含有量に依存し、およそCu含有量の半分程度とするのが好ましい。なお、2.0%を超えて含有しても、効果が飽和し含有量に見合う効果が期待できなく経済的に不利となるうえ、逆にプレス成形性が劣化する。このようなことから、Niは2.0%以下に限定するのが好ましい。

B群：Cr、Moのうちの1種または2種を合計で2.0%以下

B群：Cr、Moは、いずれもMnと同様に、フェライト+マルテンサイトの複合組織が得られる臨界冷却速度を低くし、フェライトとマルテンサイトの複合組織の形成を促進する作用を有しており、必要に応じ含有できる。Cr、Moのうちの1種または2種が合計で2.0%を超えて含有すると、プレス成形性が低下する。このため、B群：Cr、Moのうちの1種または2種を合計で2.0%以下に限定するのが好ましい。

C群：Nb、Ti、Vのうちの1種または2種以上を合計で0.2%以下

C群：Nb、Ti、Vは、いずれも炭化物形成元素であり、炭化物の微細分散により高強度化に有効に作用するため、必要に応じ選択して含有できる。しかし、Nb、Ti、Vのうちの1種または2種以上を合計で0.2%を超えて含有すると、プレス成形性が劣化する。このため、Nb、Ti、Vは合計で0.2%に限定するのが好ましい。

また、本発明の冷延鋼板では、上記した Cu の含有に代えて、Mo : 0.05～2.0%、Cr : 0.05～2.0%、W : 0.05～2.0%のうちから選ばれた 1 種または 2 種以上を合計で 2.0%以下、あるいはさらに Nb、Ti、V のうちの 1 種または 2 種以上を合計で 2.0%以下含有してもよい。

Mo : 0.05～2.0%、Cr : 0.05～2.0%、W : 0.05～2.0%のうちから選ばれた 1 種または 2 種以上を合計で 2.0%以下

Mo、Cr、Wはいずれも、鋼板の歪時効硬化を顕著に増加させる元素で、本発明において重要な元素であり、選択して含有できる。これら Mo、Cr、W のうちの 1 種または 2 種以上を含有させ、さらにフェライトとマルテンサイトの複合組織とすることにより、予変形－熱処理時に微細炭化物が歪誘起微細析出し、 $\Delta T S$  : 80MPa 以上の引張強さの増加が得られる。これら元素の含有量がそれぞれ 0.05%未満では、予変形－熱処理条件、鋼板組織を変化させても、 $\Delta T S$  : 80MPa 以上の引張強さの増加は得られない。一方、これら元素の含有量がそれぞれ 2.0 %を超えて含有しても、上記した効果は飽和し含有量に見合う効果が期待できず経済的に不利となるうえ、プレス成形性の劣化を招く。このため、Mo、Cr、Wは、Mo : 0.05～2.0%、Cr : 0.05～2.0%、W : 0.05～2.0%の範囲に限定する。なお、プレス成形性の観点から、Mo、Cr、Wの含有量の合計は 2.0%以下に限定した。

Nb、Ti、V のうちの 1 種または 2 種以上を合計で 2.0%以下

Nb、Ti、Vは、いずれも炭化物形成元素であり、Mo、Cr、Wのうちの 1 種または 2 種以上を含有する場合に、必要に応じ選択して含有できる。これら Nb、Ti、V のうちの 1 種または 2 種以上を含有させ、さらにフェライトとマルテンサイトの複合組織とすることにより、予変形－熱処理時に微細炭化物が歪誘起微細析出し、 $\Delta T S$  : 80MPa 以上の引張強さの増加が得られる。しかし、Nb、Ti、V のうちの 1 種または 2 種以上を合計で 2.0 %を超えて含有すると、プレス成形性



が劣化する。このため、Nb、Ti、Vは、合計で2.0%以下に限定するのが好ましい。

上記した元素以外に、Ca : 0.1%以下、REM : 0.1%以下のうちの1種または2種を含有してもよい。Ca、REM はいずれも介在物の形態制御を通して延性の向上に寄与する元素である。しかし、Ca : 0.1%、REM : 0.1%をそれぞれ超える含有は清浄度を低下させ、延性をかえって低下させる。

また、マルテンサイト形成の観点から、B : 0.1%以下、Zr : 0.1%以下のうちの1種または2種を含有してもよい。

上記した成分以外の残部はFe および不可避的不純物からなる。不可避的不純物としては、Sb : 0.01%以下、Pb : 0.01%以下、Sn : 0.1%以下、Zn : 0.01%以下、Co : 0.1%以下が許容できる。

つぎに、本発明の冷延鋼板の製造方法について説明する。

本発明の冷延鋼板は、上記した範囲内の組成を有する鋼スラブを素材とし、該素材に熱間圧延を施し熱延板とする熱延工程と、該熱延板に冷間圧延を施し冷延板とする冷延工程と、該冷延板に再結晶焼鈍を行い冷延焼鈍板とする再結晶焼鈍工程とを順次施すことにより製造される。

使用する鋼スラブは、成分のマクロ偏析を防止するために連続 casting 法で製造するのが好ましいが、造塊法、薄スラブ連 casting 法で製造してもよい。また、鋼スラブを製造したのち、いったん室温まで冷却し、その後再加熱する従来法に加え、冷却しないで、温片のままで加熱炉に挿入する、あるいはわずかの保熱を行った後に直ちに圧延する直送圧延・直接圧延などの省エネルギープロセスも問題なく適用できる。

上記した素材（鋼スラブ）を加熱し、熱間圧延を施し熱延板とする熱延工程を施す。熱延工程は所望の板厚の熱延板が製造できる条件であれば通常公知の条件でとくに問題はない。なお、好ましい熱延条件は下記のとおりである。

スラブ加熱温度：900℃以上

スラブ加熱温度 S R T は、Cu を含有する組成の場合には、Cu 起因の表面欠陥を防止するために低いほうが望ましい。しかし、加熱温度が900℃未満では、圧延荷重が増大し、熱間圧延時のトラブル発生の危険が増大する。なお、酸化重量の増加にともなうスケールロスの増大などから、スラブ加熱温度は1300℃以下とすることが望ましい。

なお、スラブ加熱温度を低くし、かつ熱間圧延時のトラブルを防止するといった観点から、シートバーを加熱する、いわゆるシートバーヒーターを活用することは、有効な方法であることはいうまでもない。

仕上圧延終了温度：700℃以上

仕上圧延終了温度 F D T を700℃以上とすることにより、冷延および再結晶焼鈍後に優れた成形性が得られる均一な熱延母板組織を得ることができる。一方、仕上圧延終了温度が700℃未満では、熱延母板組織が不均一となるとともに、熱間圧延時の圧延荷重が高くなり、熱間圧延時のトラブルが発生する危険性が増大する。このようなことから、熱延工程の F D T は700℃以上とするのが好ましい。

巻取温度：800℃以下

巻取温度 C T は、800℃以下とするのが好ましく、より好ましくは200℃以上である。巻取温度が800℃を超えると、スケールが増加しスケールロスにより歩留りが低下する傾向となる。なお、巻取温度が200℃未満となると、鋼板形状が顕著に乱れ、実際の使用にあたり不具合を生じる危険性が増大する。

このように、本発明の熱延工程では、スラブを900℃以上に加熱した後、仕上圧延終了温度：700℃以上とする熱間圧延を施し、800℃以下好ましくは200℃以上の巻取温度で巻き取り熱延板とするのが好ましい。

なお、本発明における熱延工程では、熱間圧延時の圧延荷重を低減するために仕上圧延の一部または全部を潤滑圧延としてもよい。潤滑圧延を行うことは、鋼

板形状の均一化、材質の均一化の観点からも有効である。なお、潤滑圧延の際の摩擦係数は0.25～0.10の範囲とすることが好ましい。また、相前後するシートバ一同士を接合し、連続的に仕上圧延する連続圧延プロセスとすることが好ましい。連続圧延プロセスを適用することは、熱間圧延の操業安定性の観点からも望ましい。

ついで、熱延板に、冷延工程を施す。冷延工程では、熱延板に冷間圧延を施し冷延板とする。冷間圧延条件は、所望の寸法形状の冷延板とすることができればよく、とくに限定されないが、冷間圧延時の圧下率は40%以上とすることが好ましい。圧下率が40%未満では、後工程である再結晶焼鈍時に、再結晶が均一に起こりにくくなるからである。

ついで、冷延板に再結晶焼鈍を行い冷延焼鈍板とする再結晶焼鈍工程を施す。再結晶焼鈍は、連続焼鈍ラインまたは連続溶融亜鉛めっきラインのいずれかで行うのが好ましい。再結晶焼鈍の焼鈍温度は  $A_{c1}$ 変態点～ $A_{c3}$ 変態点の温度範囲の  $(\alpha + \gamma)$  2相域で行うことが好ましい。焼鈍温度が  $A_{c1}$ 変態点未満では、フェライト単相となり、一方、 $A_{c3}$ 変態点を超える高温では、結晶粒が粗大化するとともに、オーステナイト単相域となり、プレス成形性が著しく劣化する。また、 $(\alpha + \gamma)$  2相域で焼鈍することにより、フェライト+マルテンサイトの複合組織が得られるとともに、高い $\Delta T S$ が得られる。

なお、再結晶焼鈍時の冷却は、マルテンサイト形成の観点から、 $1^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上とするのが好ましい。

また、再結晶焼鈍工程後に、形状矯正、表面粗度等の調整のために、10%以下の調質圧延工程を加えてもよい。

なお、本発明の冷延鋼板は、加工用鋼板としてのみならず、加工用表面処理鋼板の原板としても適用できる。表面処理としては、亜鉛めっき（合金系を含む）、すずめっき、ほうろう等がある。

また、本発明の冷延鋼板には、亜鉛めっき等の表面処理後、化成処理性、溶接性、プレス成形性および耐食性等の改善のために特殊な処理を施してもよい。

つぎに、本発明の溶融亜鉛めっき鋼板について説明する。

まず、本発明者らが行った溶融亜鉛めっき鋼板についての基礎的な実験結果について説明する。

質量%で、C : 0.04%、Si : 0.02%、Mn : 1.6%、P : 0.01%、S : 0.004%、Al : 0.04%、N : 0.002%を含有し、Cu を0.3%と1.3%と含有する組成を有するシートバーについて、1150℃に加熱—均熱後、仕上圧延終了温度が900℃となるように3パス圧延を行って板厚4.0mmとした。なお、仕上圧延を終了し、コイルを巻取った後、600℃×1 hの保温相当処理を施した。引続き、圧下率70%の冷間圧延を施して板厚1.2mmの冷延板とした。

これら冷延板に、種々の条件で再結晶焼鈍を施したのち、450～500℃の温度域まで急冷し、溶融亜鉛めっき浴（0.13質量%Al—Zn浴）に浸漬して、表面に溶融亜鉛めっき層を形成した。ついで、450～550℃の温度範囲に再加熱し、溶融亜鉛めっき層の合金化処理（めっき層中のFe含有率：約10%）を実施した。

得られた溶融亜鉛めっき鋼板について、引張試験を実施し引張特性を調査した。さらに、これらめっき鋼板の歪時効硬化特性について調査した。

これら溶融亜鉛めっき鋼板から採取した試験片に、引張予歪量5%の予変形処理を施し、ついで50～350℃×20minの熱処理を施したのち、引張試験を実施し、引張特性を求めた。歪時効硬化特性は、熱延鋼板の場合と同様に、熱処理前後の引張強さ増加量 $\Delta T S$ で評価した。

図7に、溶融亜鉛めっき鋼板の $\Delta T S$ と再結晶焼鈍温度との関係におよぼすCu含有量の影響を示す。なお、 $\Delta T S$ は、得られた溶融亜鉛めっき鋼板から採取した試験片に、引張予歪量5%の予変形処理を施し、ついで250℃×20minの熱処理を施したのち、引張試験を実施して求めた。

図 7 から、Cu 含有量が 1.3 質量% の場合には、再結晶焼鈍温度を 700℃ 以上として鋼板組織をフェライト+マルテンサイト複合組織とすることにより、 $\Delta T S$  : 80MPa 以上という高い歪時効硬化特性が得られることがわかる。一方、Cu 含有量が 0.3 質量% の場合には、いずれの再結晶焼鈍温度でも  $\Delta T S$  : 80MPa 未満であり、高い歪時効硬化特性は得られない。図 1 から Cu 含有量を適正化し、組織をフェライト+マルテンサイト複合組織とすることにより、高い歪時効硬化特性を有する溶融亜鉛めっき鋼板を製造することが可能であることがわかる。

図 8 に、溶融亜鉛めっき鋼板の  $\Delta T S$  と予変形処理後の熱処理温度の関係におよぼす Cu 含有量の影響を示す。なお、 $\Delta T S$  は、冷延板に、再結晶焼鈍条件として、フェライト+オーステナイトの 2 相域である 800℃ で保持時間 40 s の焼鈍を施し製造された溶融亜鉛めっき鋼板について、予変形処理後の熱処理温度を変化して求めた。なお、焼鈍後のミクロ組織は、マルテンサイトの面積率が 7 % である、フェライトとマルテンサイトの複合組織であった。

図 8 から、 $\Delta T S$  は、熱処理温度が上昇するとともに増加するが、その増加量は Cu 含有量に大きく依存する。Cu 含有量が 1.3 質量% の場合には、熱処理温度が 150 °C 以上で  $\Delta T S$  : 80MPa 以上という高い歪時効硬化特性が得られることがわかる。Cu 含有量が 0.3 質量% の場合には、いずれの熱処理温度でも  $\Delta T S$  : 80MPa 未満であり、高い歪時効硬化特性は得られない。

また、Cu 含有量が、0.3 質量% と 1.3 質量% の冷延まま鋼板について、冷延後の再結晶焼鈍条件を種々変化させて再結晶焼鈍を施したのち、450~500℃ の温度域まで急冷し、ついで溶融亜鉛めっき浴 (0.13 質量% Al-Zn 浴) に浸漬して、表面に溶融亜鉛めっき層を形成し、組織をフェライト+マルテンサイトからフェライト単相と変化させた。ついで、450~550℃ の温度範囲に再加熱し、溶融亜鉛めっき層の合金化処理 (めっき層中の Fe 含有率 : 約 10%) を実施した。これにより、降伏比 YR (= (降伏強さ YS / 引張強さ TS) × 100 %) を 50~90% と

した材料（鋼板）を得た。

得られた材料（溶融亜鉛めっき鋼板）について、穴拡張試験を実施し穴拡張率（ $\lambda$ ）を求めた。穴拡張試験は、10mm  $\phi$  のポンチで打ち抜いて供試片にポンチ穴を形成したのち、頂角60° の円錐ポンチを用い、ばりが外側になるようにして、板厚を貫通する割れが発生するまで穴拡張を行い、穴拡張率 $\lambda$ を求めた。穴拡張率 $\lambda$ は、 $\lambda (\%) = \{ (d - d_0) / d_0 \} \times 100$ で求めた。なお、 $d_0$ ：初期穴径、 $d$ ：割れ発生時の内穴径である。

これらの溶融亜鉛めっき鋼板についての結果を、穴拡張率 $\lambda$ と降伏比YRとの関係に整理し、穴拡張率 $\lambda$ と降伏比YRとの関係におよぼすCu含有量の影響として図9に示す。

図9から、Cu：0.3質量%の鋼板では、フェライト+マルテンサイトの複合組織となりYRが70%未満となると、YRの低下とともに $\lambda$ が低下しているが、Cu：1.3質量%の鋼板では、フェライト+マルテンサイトの複合組織となりYRが低くなっても高い $\lambda$ 値を維持していることがわかる。一方、Cu含有量が0.3質量%の鋼板では、低いYRと高い $\lambda$ を同時には得ることができない。

図9から、Cu含有量を適正範囲内とし、フェライト+マルテンサイトの複合組織とすることにより、低降伏比と高穴拡張率をともに満足する溶融亜鉛めっき鋼板を製造することが可能であることがわかる。

本発明の溶融亜鉛めっき鋼板では、通常の熱処理前後での変形応力増加量測定時の予歪量である2%よりも多い歪量での予変形と、150℃以上350℃以下といった比較的低温域での熱処理により、鋼板中に極微細Cuが析出する。本発明者らの検討によれば、この極微細Cuの析出により、降伏応力の増加に加え、引張強さが顕著に増加する高い歪時効硬化特性が得られたと考えられる。このような低温域での熱処理による極微細Cuの析出は、これまで報告されている極低炭素鋼あるいは低炭素鋼では全く認められなかった。低温域での熱処理によって極微細

Cu が析出することについては、現在まで、その理由は明確となっていないが、 $\alpha + \gamma$  の 2 相域での焼鈍中に、 $\gamma$  相に Cu が多量に分配され、それが冷却後も引き継がれてマルテンサイト中に Cu が過飽和に固溶した状態になり、5 % 以上の予歪の付加と低温熱処理により、極微細に析出したものと考えられる。

また、Cu を添加し、組織をフェライト+マルテンサイトの複合組織とした鋼板の穴抜け率が高くなる詳細な機構については、現在までに明確とはなっていないが、Cu 添加によりフェライトとマルテンサイトとの硬度差が小さくなったためではないかと考えられる。

上記した新規な知見に基づき、本発明者らは、さらに鋭意研究を重ねた結果、上記した現象は Cu を含まない溶融亜鉛めっき鋼板においても起こることを知見した。Cu に代えて、Mo、Cr、W のうちの 1 種または 2 種以上を含有し、組織をフェライト+マルテンサイトの複合組織とすることにより、予歪を付加し低温での熱処理を施すと、マルテンサイト中に極微細な炭化物が歪誘起析出し引張強さが上昇することを見いだした。この低温加熱時の歪誘起微細析出は、Mo、Cr、W のうちの 1 種または 2 種以上に加えて Nb、V、Ti のうちの 1 種または 2 種以上を含有することによりさらに顕著となることも見いだした。

本発明の溶融亜鉛めっき鋼板は、鋼板表面に溶融亜鉛めっき層あるいは合金化溶融亜鉛めっき層が形成されためっき鋼板であり、引張強さ T S : 440MPa 以上の高張力溶融亜鉛めっき鋼板で、プレス成形性に優れ、かつプレス成形後の比較的低い温度での熱処理により引張強さが顕著に上昇し、 $\Delta T S : 80MPa$  以上になる歪時効硬化特性に優れためっき鋼板である。なお、鋼板は熱延板あるいは冷延板いずれとしてもよい。

つぎに、本発明の溶融亜鉛めっき鋼板の組織について説明する。

本発明の溶融亜鉛めっき鋼板は、フェライト相と、面積率で 2 % 以上のマルテンサイト相を含む第 2 相との複合組織を有する。

低い降伏強さYSと高い延性E1を有し、優れたプレス成形性を有する溶融亜鉛めっき鋼板とするために、本発明では溶融亜鉛めっき鋼板の組織を、主相であるフェライト相と、マルテンサイトを含む第2相との複合組織とする必要がある。主相であるフェライトは、面積率で50%以上とするのが好ましい。フェライトが、50%未満では、高い延性を確保することが困難となりプレス成形性が低下する。また、さらに良好な延性が要求される場合にはフェライト相の面積率は80%以上とするのが好ましい。なお、複合組織の利点を利用するために、フェライト相は98%以下とするのが好ましい。

また、第2相として、本発明の溶融亜鉛めっき鋼板では、マルテンサイトを、面積率で2%以上含有する必要がある。マルテンサイトが2%未満では、低いYSと高いE1を同時に満足させることができない。なお、第2相は、面積率で2%以上のマルテンサイト相単独としても、あるいは面積率で2%以上のマルテンサイト相と、副相としてそれ以外のパーライト相、ベイナイト相、残留オーステナイト相のいずれかとの混合としてよく、とくに限定されない。

上記した組織を有する溶融亜鉛めっき鋼板は、低降伏強さで高延性を有しプレス成形性に優れ、かつ歪時効硬化特性に優れた鋼板である。

ついで、本発明の溶融亜鉛めっき鋼板の組成限定理由について説明する。なお、質量%は単に%と記す。

C : 0.15%以下

Cは、鋼板の強度を増加し、さらにフェライトとマルテンサイトの複合組織の形成を促進する元素であり、本発明ではフェライトとマルテンサイトの複合組織を得るために、0.01%以上含有するのが好ましい。一方、0.15%を超える含有は、鋼中の炭化物の分率が増加し、延性、さらにはプレス成形性を低下させる。さらに、より重要な問題として、C含有量が0.15%を超えると、スポット溶接性、アーク溶接性等が顕著に低下する。このため、本発明では、Cは0.15%以下に限定



した。なお、成形性の観点からは0.10%以下とするのが好ましい。

Si : 2.0%以下

Siは、鋼板の延性を顕著に低下させることなく、鋼板を高強度化させることができる有用な強化元素であるが、その含有量が2.0%を超えると、プレス成形性の劣化を招くとともに、めっき性を低下させる。このため、Siは2.0%以下に限定した。なお、好ましくは0.1%以上である。

Mn : 3.0%以下

Mnは、鋼を強化する作用があり、さらにフェライトとマルテンサイトの複合組織が得られる臨界冷却速度を低くし、フェライトとマルテンサイトの複合組織の形成を促進する作用を有しており、再結晶焼鈍後の冷却速度に応じ含有するのが好ましい。また、MnはSによる熱間割れを防止する有効な元素であり、含有するS量に応じて含有するのが好ましい。このような効果は0.5%以上の含有で顕著となる。一方、3.0%を超える含有は、プレス成形性および溶接性を劣化させる。このため、Mnは3.0%以下に限定した。なお、より好ましくは1.0%以上である。

P : 0.10%以下

Pは、鋼を強化する作用があり、所望の強度に応じて必要量含有することができるが、過剰に含有するとプレス成形性が劣化する。このため、Pは0.10%以下に限定した。なお、より優れたプレス成形性が要求される場合には、0.08%以下とするのが好ましい。

S : 0.02%以下

Sは、鋼板中では介在物として存在し、鋼板の延性、成形性、とくに伸びフランジ成形性の劣化をもたらす元素であり、できるだけ低減するのが好ましいが、0.02%以下に低減すると、さほど悪影響をおよぼさなくなるため、本発明ではSは0.02%を上限とした。なお、優れた伸びフランジ成形性を要求される場合には、

Sは0.010%以下とするのが好ましい。

Al : 0.10%以下

Alは、鋼の脱酸元素として添加され、鋼の清浄度を向上させるのに有用な元素であるが、0.10%を超えて含有してもより一層の脱酸効果は得られず、逆にプレス成形性が劣化する。このため、Alは0.10%以下に限定した。なお、本発明では、Al脱酸以外の脱酸方法による溶製方法を排除するものではなく、たとえばTi脱酸やSi脱酸を行ってもよく、これらの脱酸法による鋼板も本発明の範囲に含まれる。その際、CaやREM等を溶鋼に添加しても、本発明鋼板の特徴はなんら阻害されることはない。

N : 0.02%以下

Nは、固溶強化や歪時効硬化で鋼板の強度を増加させる元素であるが、0.02%を超えて含有すると、鋼板中に窒化物が増加し、それにより鋼板の延性、さらにはプレス成形性が顕著に劣化する。このため、Nは0.02%以下に限定した。なお、よりプレス成形性の向上が要求される場合には0.01%以下、好ましくは0.0005%以上とするのが好適である。

Cu : 0.5~3.0%

Cuは、本発明の溶融亜鉛めっき鋼板の歪時効硬化（予変形—熱処理後の強度増加）を顕著に増加させる元素であり、本発明において最も重要な元素の一つである。Cu含有量が0.5%未満では、たとえ予変形—熱処理条件を変化させても、 $\Delta T S$  : 80MPa以上の引張強さの増加は得られない。このため、本発明では、Cuは0.5%以上の含有を必要とする。一方、3.0%を超える含有は、効果が飽和し、含有量に見合う効果が期待できず経済的に不利となるうえ、プレス成形性の劣化を招き、さらに鋼板の表面性状が悪くなる。このため、Cuは0.5~3.0%の範囲に限定した。なお、より大きい $\Delta T S$ と優れたプレス成形性を両立させるためには、Cuは1.0~2.5%とするのが好ましい。

また、本発明の溶融亜鉛めっき鋼板では、上記した Cu を含有する組成に加えてさらに、次 A 群～C 群

A 群 : Ni : 2.0% 以下

B 群 : Cr、Mo のうちの 1 種または 2 種を合計で 2.0% 以下

C 群 : Nb、Ti、V のうちの 1 種または 2 種以上を合計で 0.2% 以下

のうちの 1 群または 2 群以上を含有することが好ましい。

A 群 : Ni : 2.0 % 以下

A 群 : Ni は、Cu 添加時に鋼板表面に発生する表面欠陥の防止に有効な元素であり、必要に応じ含有できる。含有する場合には、その含有量は、Cu 含有量に依存し、およそ Cu 含有量の半分とするのが好ましい。なお、2.0% を超えて含有しても、効果が飽和し含有量に見合う効果が期待できなく経済的に不利となるうえ、逆にプレス成形性が劣化する。このため、Ni は 2.0% 以下に限定するのが好ましい。

B 群 : Cr、Mo のうちの 1 種または 2 種を合計で 2.0% 以下

B 群 : Cr、Mo は、いずれも Mn と同様に、フェライトとマルテンサイトの複合組織が得られる臨界冷却速度を低くし、フェライトとマルテンサイトの複合組織の形成を促進する作用を有しており、必要に応じ含有できる。Cr、Mo のうちの 1 種または 2 種が合計で 2.0% を超えて含有すると、プレス成形性が低下する。このため、B 群 : Cr、Mo のうちの 1 種または 2 種を合計で 2.0% 以下に限定するのが好ましい。

C 群 : Nb、Ti、V のうちの 1 種または 2 種以上を合計で 0.2% 以下

C 群 : Nb、Ti、V は、いずれも炭化物形成元素であり、炭化物の微細分散により高強度化に寄与するため、必要に応じ選択して含有できる。しかし、Nb、Ti、V のうちの 1 種または 2 種以上が合計で 0.2% を超えて含有すると、プレス成形性が低下する。このため、Nb、Ti、V のうちの 1 種または 2 種以上を合計

で0.2%以下に限定するのが好ましい。

また、本発明の溶融亜鉛めっき鋼板では、Cuに代えて、Mo：0.05～2.0%、Cr：0.05～2.0%、W：0.05～2.0%のうちから選ばれた1種または2種以上を合計で2.0%以下、あるいはさらにNb、Ti、Vのうちの1種または2種以上を合計で2.0%以下含有してもよい。

Mo：0.05～2.0%、Cr：0.05～2.0%、W：0.05～2.0%のうちから選ばれた1種または2種以上を合計で2.0%以下

Mo、Cr、Wはいずれも、鋼板の歪時効硬化を顕著に増加させる元素であり、本発明において重要な元素であり選択して含有できる。これらMo、Cr、Wのうちの1種または2種以上を含有させ、さらにフェライトとマルテンサイトの複合組織とすることにより、予変形－熱処理時に微細炭化物が歪誘起微細析出し、 $\Delta T S$ ：80MPa以上の引張強さの増加が得られる。これら元素の含有量がそれぞれ0.05%未満では、予変形－熱処理条件、鋼板組織を変化させても、 $\Delta T S$ ：80MPa以上の引張強さの増加は得られない。一方、これら元素の含有量がそれぞれ2.0%を超えて含有しても、上記した効果は飽和し含有量に見合う効果が期待できず経済的に不利となるうえ、プレス成形性の劣化を招く。このため、Mo、Cr、Wは、Mo：0.05～2.0%、Cr：0.05～2.0%、W：0.05～2.0%の範囲に限定する。なお、プレス成形性の観点から、Mo、Cr、Wの含有量の合計は2.0%以下に限定した。

Nb、Ti、Vのうちの1種または2種以上を合計で2.0%以下

Nb、Ti、Vは、いずれも炭化物形成元素であり、Mo、Cr、Wの1種または2種以上を含有する場合に、必要に応じ選択して含有できる。これらNb、Ti、Vのうちの1種または2種以上を含有させ、さらにフェライトとマルテンサイトの複合組織とすることにより、予変形－熱処理時に微細炭化物が歪誘起微細析出し、 $\Delta T S$ ：80MPa以上の引張強さの増加が得られる。しかし、Nb、Ti、Vのうち

の1種または2種以上を合計で2.0%を超えて含有すると、プレス成形性が劣化する。このため、Nb、Ti、Vは、合計で2.0%以下に限定するのが好ましい。

上記した元素以外に、Ca：0.1%以下、REM：0.1%以下のうちの1種または2種を含有してもよい。Ca、REMはいずれも介在物の形態制御を通して延性の向上に寄与する元素である。しかし、Ca：0.1%、REM：0.1%をそれぞれ超える含有は清浄度を低下させ、延性をかえって低下させる。

また、マルテンサイト形成の観点から、B：0.1%以下、Zr：0.1%以下のうちの1種または2種を含有してもよい。

上記した成分以外の残部はFeおよび不可避的不純物からなる。不可避的不純物としては、Sb：0.01%以下、Pb：0.01%以下、Sn：0.1%以下、Zn：0.01%以下、Co：0.1%以下が許容できる。

つぎに、本発明の溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法について説明する。

本発明の溶融亜鉛めっき鋼板は、上記した組成の鋼板に、連続溶融亜鉛めっきを行うラインで、Ac<sub>3</sub>変態点～Ac<sub>1</sub>変態点の温度域のフェライト＋オーステナイトの2相域に加熱する焼鈍を行ったのち、溶融亜鉛めっき処理を行い、前記鋼板表面に溶融亜鉛めっき層を形成して製造される。

使用する鋼板は、熱延鋼板、冷延鋼板がいずれも好適である。

使用する鋼板の好適な製造方法について、以下に説明するが、本発明の溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法ではこれに限定されるものではないことはいうまでもない。

まず、めっき原板として使用する熱延鋼板（熱延板）の好適な製造方法について説明する。

使用する素材（鋼スラブ）は、上記した組成を有する溶鋼を通常公知の方法で溶製し、成分のマクロ偏析を防止するために連続鑄造法で鋼スラブを製造するのが好ましいが、造塊法、薄スラブ連鑄法で製造してもよい。また、鋼スラブを製

造したのち、いったん室温まで冷却し、その後再加熱する従来法に加え、冷却しないで、温片のままで加熱炉に挿入する、あるいはわずかの保熱を行った後に直ちに圧延する直送圧延・直接圧延などの省エネルギープロセスも問題なく適用できる。

上記した素材（鋼スラブ）を加熱し、熱延工程を施し熱延板とする。熱延工程は所望の板厚の熱延板が製造できる条件であれば通常公知の条件でとくに問題はない。なお、好ましい熱延条件は下記のとおりである。

スラブ加熱温度：900℃以上

スラブ加熱温度が900℃未満では、圧延荷重が増大し、熱間圧延時のトラブル発生危険が増大する。しかし、スラブ加熱温度は、Cuを含有する場合には、Cu起因の表面欠陥を防止するために低いほうが望ましい。なお、酸化重量の増加にともなうスケールロスの増大などから、スラブ加熱温度は1300℃以下とすることが望ましい。

なお、スラブ加熱温度を低くし、かつ熱間圧延時のトラブルを防止するといった観点から、シートバーを加熱する、いわゆるシートバーヒーターを活用することは、有効な方法であることはいうまでもない。

仕上圧延終了温度：700℃以上

仕上圧延終了温度FDTを700℃以上とすることにより、均一な熱延母板組織を得ることができる。一方、仕上圧延終了温度が700℃未満では、熱延母板組織が不均一となるとともに、熱間圧延時の圧延荷重が高くなり、熱間圧延時のトラブルが発生する危険性が増大する。このようなことから、熱延工程のFDTは700℃以上とするのが好ましい。

巻取温度：800℃以下

巻取温度CTは、800℃以下とするのが好ましく、より好ましくは200℃以上である。巻取温度が800℃を超えると、スケールが増加しスケールロスにより歩留

りが低下する傾向となる。なお、巻取温度が200℃未満となると、鋼板形状が顕著に乱れ、実際の使用にあたり不具合を生じる危険性が増大する。

このように、本発明で好適に使用できる熱延鋼板は、上記した組成のスラブを900℃以上に加熱した後、仕上圧延終了温度：700℃以上とする熱間圧延を施し、800℃以下好ましくは200℃以上の巻取温度で巻き取り熱延板とするのが好ましい。

なお、熱延工程では、熱間圧延時の圧延荷重を低減するために仕上圧延の一部または全部を潤滑圧延としてもよい。潤滑圧延を行うことは、鋼板形状の均一化、材質の均一化の観点からも有効である。なお、潤滑圧延の際の摩擦係数は0.25～0.10の範囲とすることが好ましい。また、相前後するシートバー同士を接合し、連続的に仕上圧延する連続圧延プロセスとすることが好ましい。連続圧延プロセスを適用することは、熱間圧延の操業安定性の観点からも望ましい。

また、スケールが付着したままの熱延板に熱延板焼鈍を施し、鋼板表層に内部酸化層を形成させてもよい。内部酸化層の形成は、Si、Mn、P等の表面濃化防止のため溶融亜鉛めっき性を向上させる。

上記した方法で製造された熱延板を、めっき原板としてもよいが、さらに上記した熱延板に冷延工程を施した冷延板をめっき原板として使用してもよい。

冷延工程では、熱延板に冷間圧延を施す。冷間圧延条件は、所望の寸法形状の冷延板とすることができればよく、とくに限定されないが、冷間圧延時の圧下率は40%以上とすることが好ましい。圧下率が40%未満では、後工程である焼鈍時に、再結晶が均一に起こりにくくなる。

本発明では、上記した熱延板または冷延板（鋼板）に、連続溶融亜鉛めっきを行うラインで、 $A_{c1}$ 変態点～ $A_{c3}$ 変態点の温度範囲のフェライト（ $\alpha$ ）＋オーステナイト（ $\gamma$ ）の2相域に加熱する焼鈍を行うのが好ましい。

加熱温度が $A_{c1}$ 変態点未満では、フェライト単相組織となり、一方、 $A_{c3}$ 変態点を超える高温では、結晶粒が粗大化するとともに、オーステナイト単相域とな

り、プレス成形性が著しく劣化する。また、 $(\alpha + \gamma)$  2相域で焼鈍することにより、フェライト+マルテンサイトの複合組織が得られるとともに、高い $\Delta T S$ が得られる。

なお、フェライト+マルテンサイトの複合組織を得るためには、2相域の加熱温度より溶融亜鉛めっき処理の温度までを、 $5^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上の冷却速度とすることが好ましい。冷却速度が $5^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 未満では、マルテンサイト変態が生じにくくなり、フェライトとマルテンサイトの複合組織とするのが難しくなる。

溶融亜鉛めっき処理は、通常、連続溶融亜鉛めっきラインで行われている処理条件（亜鉛浴温度： $450\sim 500^{\circ}\text{C}$ ）でよく、とくに限定する必要はない。しかし、極端に高温でのめっきは、めっき特性が劣るため、 $500^{\circ}\text{C}$ 以下とするのが好ましい。また、 $450^{\circ}\text{C}$ 未満でのめっきでは、めっき特性の劣化という問題がある。

なお、マルテンサイト形成の観点から、溶融亜鉛めっき処理の温度から $300^{\circ}\text{C}$ までの冷却速度を、 $5^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上とすることが好ましい。

また、めっき処理後、必要に応じて目付量調整のため、ワイピングを行ってもよい。

また、溶融亜鉛めっき処理後に、溶融亜鉛めっき層の合金化処理を施してもよい。溶融亜鉛めっき層の合金化処理は、溶融亜鉛めっき処理後、 $460\sim 560^{\circ}\text{C}$ の温度域まで再加熱して行うのが好ましい。 $560^{\circ}\text{C}$ を超える温度での合金化処理は、めっき特性が劣化する。一方、 $460^{\circ}\text{C}$ 未満の温度での合金化処理は、合金化の進行が遅く生産性が低下する。

なお、本発明の溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法では、連続溶融亜鉛めっきラインにおける焼鈍前に、連続焼鈍ラインで、 $700^{\circ}\text{C}$ 以上の温度で加熱する前加熱処理と、それに続いて、該前加熱処理により鋼板表面に形成された鋼中成分の濃化層を除去する酸洗処理とを行う前処理工程を施すことが、めっき性の改善のために好ましい。



連続焼鈍ラインにて前加熱処理された鋼板の表面には、鋼中成分のPが濃化し、また、Si、Mn、Crなどが酸化物として濃化する表面濃化層を形成する。この表面濃化層を酸洗処理により除去し、その後の連続溶融亜鉛めっきラインで還元雰囲気中で焼鈍を行うことが、めっき性の改善に有利となる。なお、前加熱処理の温度が700℃未満では、表面濃化層の形成が促進されず、めっき性の改善が促進されない。また、前加熱処理の温度は1000℃以下とするのがプレス成形性の観点から好ましい。

また、溶融亜鉛めっき処理後、あるいは合金化処理後に、形状矯正、表面粗度等の調整のために、10%以下の調質圧延を加えてもよい。

また、本発明鋼板には、溶融亜鉛めっき後、特殊な処理を施して、化成処理性、溶接性、プレス成形性および耐食性等の改善を行ってもよい。

#### <実施例>

##### (実施例1)

表1に示す組成の溶鋼を転炉で溶製し、連続鋳造法で鋼スラブとした。これら鋼スラブを加熱し、表2に示す条件で熱間圧延して板厚2.0mmの熱延鋼帯（熱延板）にし、さらに圧下率：1.0%の調質圧延を施した。なお、鋼板No.2は、仕上圧延の後段4スタンドを潤滑圧延とした。

得られた熱延鋼帯（熱延板）について、微視組織、引張特性、歪時効硬化特性、穴拡大率を求めた。なお、プレス成形性は、伸びE1（延性）、降伏強さおよび穴拡大率とから評価した。

##### (1) 微視組織

得られた鋼帯から試験片を採取し、圧延方向に直交する断面（C断面）について、光学顕微鏡あるいは走査型電子顕微鏡を用いて微視組織を撮像し、画像解析装置を用いて主相であるフェライトの組織分率および第2相の種類と組織分率

を求めた。

## (2) 引張特性

得られた鋼帯（熱延板）から、JIS 5号引張試験片を採取し、JIS Z 2241の規定に準拠して引張試験を行い、降伏強さY S、引張強さT S、伸びE l、降伏比Y Rを求めた。

## (3) 歪時効硬化特性

得られた鋼帯（熱延板）から JIS 5号試験片を圧延方向に採取し、予変形（引張予歪）として5%の塑性変形を与えて、ついで250℃×20minの熱処理を施したのち、引張試験を実施し、熱処理後の引張特性（降伏応力Y S<sub>HT</sub>、引張強さT S<sub>HT</sub>）を求め、 $\Delta Y S = Y S_{HT} - Y S$ 、 $\Delta T S = T S_{HT} - T S$ を算出した。なお、Y S<sub>HT</sub>、T S<sub>HT</sub>は予変形－熱処理後の降伏応力、引張強さであり、Y S、T Sは鋼帯（熱延板）の降伏応力、引張強さである。

## (4) 穴拡張率

得られた鋼帯（熱延板）から採取した試験片に、10mmφのポンチで打ち抜いて穴を形成したのち、頂角60°の円錐ポンチを用い、ばりが外側になるようにして、板厚を貫通する割れが発生するまで穴拡張を行い、穴拡張率λを求めた。穴拡張率λは、 $\lambda (\%) = \{ (d - d_0) / d_0 \} \times 100$ で求めた。なお、d<sub>0</sub>：初期穴径、d：割れ発生時の内穴径である。

これらの結果を表3に示す。

表 1

鋼 No.	化 学 成 分 (質量%)													変態点		
	C	Si	Mn	P	S	Al	N	Cu	Ni	Cr	Mo	Nb	Ti	V	Ar3	Ar1
A	0.035	0.76	1.72	0.01	0.004	0.035	0.002	1.72	—	—	—	—	—	—	840	704
B	0.038	0.52	1.58	0.01	0.001	0.032	0.002	1.44	0.62	—	0.31	—	—	—	843	712
C	0.042	0.88	1.48	0.01	0.005	0.028	0.002	1.21	0.53	0.52	—	—	—	—	841	713
D	0.039	1.05	1.61	0.01	0.005	0.033	0.002	1.38	0.42	—	—	0.01	0.01	0.01	842	706
E	0.036	0.88	1.82	0.01	0.006	0.033	0.002	0.15	—	—	—	—	—	—	830	705
F	0.036	0.62	1.75	0.01	0.004	0.032	0.002	0.72	—	—	—	—	—	—	840	706
G	0.039	0.71	1.66	0.01	0.003	0.033	0.002	0.95	—	—	—	—	—	—	843	705

表 2

鋼 板 No.	鋼 No.	スラブ 加熱温度 SRT ℃	熱間圧延－圧延後冷却				
			仕上圧延 終了温度 FDT ℃	Ar3～Ar1 までの 冷却速度 ℃/s	Ar3～Ar1 間での 空冷/徐冷 s	巻取までの 冷却速度 ℃	巻取温度 CT ℃
1	A	1150	850	30	5	30	450
2	B	1150	850	30	5	30	450
3	B	1150	850	10	0	20	600
4	B	1150	700	10	0	10	450
5	C	1150	850	30	5	30	450
6	D	1150	850	30	5	30	450
7	E	1150	850	30	5	30	450
8	F	1150	850	30	5	30	450
9	G	1150	850	30	5	30	450

表 3

鋼板 No.	鋼 No.	微視組織				熱延板特性				予變形—熱		歪時効硬化特性		備 考	
		7-711 面積率 %	種類	第 2 相		引 張 特 性				處理後特性		Δ Y S MPa	Δ T S MPa		
				マルテンサイト %	面積率 %	Y S (Mpa)	T S (MPa)	E l (%)	Y R %	Y S H T Mpa	T S H T Mpa				
1	A	93	M	7	7	350	630	31	56	700	780	350	150	145	本發明例
2	B	90	M	10	10	365	660	29	55	740	820	375	160	140	本發明例
3	B	80	P	0	20	670	730	13	92	720	760	50	30	70	比較例
4	B	100	—	0	0	470	670	12	70	580	695	110	25	60	比較例
5	C	92	M	8	8	355	650	30	55	720	800	365	150	140	本發明例
6	D	91	M	9	9	365	670	29	54	730	815	365	145	135	本發明例
7	E	92	M	8	8	300	530	36	57	480	550	180	20	60	比較例
8	F	90	M	10	10	335	610	32	55	660	740	325	130	140	本發明例
9	G	92	M	8	8	340	620	31	55	680	755	340	135	135	本發明例

M: マルテンサイト、P: パーライト、B: ベイナイト

本発明例は、いずれも、低い降伏強さ  $Y S$  と高い伸び  $E 1$  と、低い降伏比  $Y R$  と、さらに大きな穴拡張率  $\lambda$  を示して、伸びフランジ成形性を含むプレス成形性に優れるとともに、大きな  $\Delta Y S$  と極めて大きな  $\Delta T S$  を示し、歪時効硬化特性に優れた熱延鋼板となっている。これに対し、本発明の範囲を外れる比較例では、降伏強さ  $Y S$  が高いか、伸び  $E 1$  が低い、あるいは穴拡張率  $\lambda$  が小さいか、 $\Delta T S$  が小さく、プレス成形性、歪時効硬化特性が低下した熱延鋼板となっている。

(実施例 2)

表 4 に示す組成の溶鋼を転炉で溶製し、連続鋳造法で鋼スラブとした。これら鋼スラブを加熱し、表 5 に示す条件で熱間圧延して板厚 2.0mm の熱延鋼帯（熱延板）にし、さらに圧下率：1.0% の調質圧延を施した。

得られた熱延鋼帯（熱延板）について、実施例 1 と同様に、微視組織、引張特性、歪時効硬化特性、穴拡張率を求めた。

これらの結果を表 6 に示す。

表 4

鋼															
化 学 成 分 (質量%)															
No.	C	Si	Mn	P	S	Al	N	Cr	Mo	W	Nb	Ti	V	Ar3	Ar1
H	0.056	0.29	1.52	0.01	0.004	0.033	0.002	0.13	0.45	—	—	—	—	820	705
I	0.058	0.68	1.58	0.01	0.003	0.032	0.002	—	0.31	—	0.04	—	0.05	830	715
J	0.053	0.58	1.48	0.01	0.005	0.029	0.002	—	0.45	—	0.04	0.03	—	835	710
K	0.049	0.72	1.88	0.01	0.001	0.033	0.002	—	—	0.52	—	—	—	825	710
L	0.051	1.02	1.62	0.01	0.004	0.031	0.002	—	0.35	—	—	0.04	—	820	705
M	0.052	0.88	1.55	0.01	0.003	0.031	0.002	0.48	—	—	0.05	—	—	835	705
N	0.055	0.62	1.88	0.01	0.004	0.029	0.002	—	—	—	—	—	—	835	705
P	0.053	0.59	1.66	0.01	0.003	0.029	0.002	0.48	—	—	—	—	—	830	710
Q	0.052	0.62	1.78	0.01	0.004	0.038	0.002	—	0.58	—	—	—	—	825	705
R	0.055	0.61	1.62	0.01	0.003	0.033	0.002	0.19	—	0.28	—	—	—	815	715
S	0.054	0.58	1.82	0.01	0.004	0.036	0.002	0.33	0.22	0.15	0.04	0.02	0.05	820	720

表 5

鋼 板 No.	鋼 No.	スラブ 加熱温度 SRT ℃	熱間圧延—圧延後冷却				
			仕上圧延 終了温度 FDT ℃	Ar <sub>3</sub> ~ Ar <sub>1</sub> までの 冷却速度 ℃/s	Ar <sub>3</sub> ~ Ar <sub>1</sub> 間での 空冷/徐冷 s	巻取までの 冷却速度 ℃	巻取温度 CT ℃
10	H	1150	850	30	5	30	450
11	I	1150	850	30	5	30	450
12	I	1150	850	10	0	20	600
13	I	1150	850	10	0	10	450
14	J	1150	850	30	5	30	450
15	K	1150	850	30	5	30	450
16	L	1150	850	30	5	30	450
17	M	1150	850	30	5	30	450
18	<u>N</u>	1150	850	30	5	30	450
19	P	1150	850	30	5	30	450
20	Q	1150	850	30	5	30	450
21	R	1150	850	30	5	30	450
22	S	1150	850	30	5	30	450



表6

鋼 板 No.	鋼 No.	微視組織			熱延板特性					予変形—熱		歪時効硬化特性		備 考	
		フェライト 面積率 %	第 2 相		引 張 特 性	引 張 特 性				処理後特性		Δ Y S MPa	Δ T S MPa		
			種類	マルテンサイト %		面積 率%	Y S (MPa)	T S (Mpa)	E I (%)	Y R %	Y SHT MPa				T SHT MPa
10	H	92	M	8	8	345	620	31	56	690	770	345	150	125	本発明例
11	I	90	M	10	10	360	650	30	55	730	810	370	160	145	本発明例
12	I	78	P	0	22	670	720	12	93	730	740	60	20	60	比較例
13	I	100	—	0	0	465	660	11	70	660	675	195	15	70	比較例
14	J	91	M	9	9	350	640	30	55	710	790	360	150	140	本発明例
15	K	91	M	9	9	360	660	30	55	725	805	365	145	125	本発明例
16	L	93	M	7	7	300	520	37	58	630	650	330	130	140	本発明例
17	M	90	M	10	10	330	600	33	55	660	730	330	130	140	本発明例
18	N	92	M	8	8	335	610	32	55	550	640	215	30	70	比較例
19	P	93	M	7	7	325	590	33	55	650	730	325	130	125	本発明例
20	Q	92	M	8	8	330	600	33	55	660	735	330	135	130	本発明例
21	R	94	M	6	6	345	620	31	56	680	765	335	145	125	本発明例
22	S	93	M	7	7	360	660	30	55	720	800	360	140	150	本発明例

M: マルテンサイト、P: パーライト、B: ベイナイト

本発明例は、いずれも、低い降伏強さ $Y S$ と高い伸び $E 1$ と、低い降伏比 $Y R$ と、さらに大きな穴拡張率 $\lambda$ を示して、伸びフランジ成形性を含むプレス成形性に優れるとともに、極めて大きな $\Delta Y S$ と極めて大きな $\Delta T S$ を示し、歪時効硬化特性に優れた熱延鋼板となっている。これに対し、本発明の範囲を外れる比較例では、降伏強さ $Y S$ が高いか、伸び $E 1$ が低いか、あるいは穴拡張率 $\lambda$ が小さいか、 $\Delta T S$ が小さく、プレス成形性、歪時効硬化特性が低下した熱延鋼板となっている。

### (実施例 3)

表 7 に示す組成の溶鋼を転炉で溶製し、連続鑄造法でスラブとした。ついで、これら鋼スラブを表 8 に示すように $1150^{\circ}\text{C}$ に加熱したのち、仕上圧延終了温度： $900^{\circ}\text{C}$ 、巻取温度： $600^{\circ}\text{C}$ とする熱間圧延を施す熱延工程により、板厚 $4.0\text{mm}$ の熱延鋼帯（熱延板）とした。なお、鋼板 No.2-2 は、仕上圧延の後段 4 スタンドを潤滑圧延とした。引き続き、これら熱延鋼帯（熱延板）に酸洗、冷間圧延を施す冷延工程により、板厚 $1.2\text{mm}$ の冷延鋼帯（冷延板）とした。ついで、これら冷延鋼帯（冷延板）に、連続焼鈍ラインで、表 8 に示す焼鈍温度で再結晶焼鈍を施した。得られた鋼帯（冷延焼鈍板）に、さらに伸び率： $0.8\%$ の調質圧延を施した。

得られた鋼帯から試験片を採取し、実施例 1 と同様に、微視組織、引張特性、歪時効硬化特性、穴拡張性を調査した。なお、プレス成形性は、伸び $E 1$ （延性）と降伏強さおよび穴拡張率から評価した。

これらの結果を表 9 に示す。

表 7

鋼No.	化 学 成 分 (質量%)													変態点 (°C)		
	C	Si	Mn	P	S	Al	N	Cu	Ni	Cr	Mo	Nb	Ti	V	Ac1	Ac3
2 A	0.035	0.02	1.72	0.01	0.004	0.035	0.002	1.52	—	—	—	—	—	—	705	850
2 B	0.038	0.02	1.58	0.01	0.001	0.032	0.002	1.44	0.62	—	0.11	—	—	—	710	850
2 C	0.042	0.03	1.48	0.01	0.005	0.028	0.002	1.21	0.53	0.12	—	—	—	—	710	855
2 D	0.039	0.02	1.61	0.01	0.005	0.033	0.002	1.38	0.42	—	—	0.01	0.01	0.01	705	845
2 E	0.036	0.02	1.82	0.01	0.006	0.033	0.002	0.25	—	—	—	—	—	—	705	835
2 F	0.032	0.02	1.72	0.01	0.003	0.031	0.002	0.72	—	—	—	—	—	—	705	855
2 G	0.033	0.02	1.65	0.01	0.004	0.032	0.002	0.95	—	—	—	—	—	—	706	850

表 8

鋼板 No.	鋼 No.	スラブ 加熱温度 (°C)	熱延工程		冷延工程	再結晶焼鈍
			仕上圧延 終了温度 FDT °C	巻取温度 CT °C	冷 延 圧下率 %	焼鈍温度 (°C)
2-1	2 A	1150	900	600	70	800
2-2	2 B					800
2-3	2 B					980
2-4	2 B					680
2-5	2 C					800
2-6	2 D					800
2-7	2 E					800
2-8	2 F	1150	900	600	70	800
2-9	2 G	1150	900	600	70	800

表 9

鋼板 No.	鋼 No	微視組織				冷延板特性				予変形一熱		歪時効硬化特性		穴拡張 率 λ %	備 考
		フェライト 面積率 %	種類	第 2 相		引 張 特 性			処理後特性	Δ Y S MPa	Δ T S MPa				
				マルテンサイト 面積率 %	面積率 %	Y S (MPa)	T S (MPa)	E l (%)				Y R %	YSHT MPa		
2-1	2 A	93	M	7	7	345	620	31	56	690	770	345	150	145	本発明例
2-2	2 B	90	M	10	10	355	650	29	55	730	810	375	160	140	本発明例
2-3	2 B	0	P,B,M	7	100	670	720	11	93	730	750	60	30	70	比較例
2-4	2 B	100	—	0	0	650	660	11	98	680	685	30	25	60	比較例
2-5	2 C	92	M	8	8	350	640	30	55	710	790	360	150	140	本発明例
2-6	2 D	91	M	9	9	360	660	28	55	730	805	370	145	135	本発明例
2-7	2 E	92	M	8	8	290	520	36	56	480	540	190	20	60	比較例
2-8	2 F	97	M	3	3	320	580	33	55	650	720	330	140	150	本発明例
2-9	2 G	97	M	3	3	330	600	32	55	670	745	340	145	145	本発明例

F : フェライト  
M : マルテンサイト  
P : パーライト  
B : ベイナイト

本発明例は、いずれも、低い降伏強さ  $Y S$  と高い伸び  $E 1$  と、低い降伏比  $Y R$  を有し、さらに大きな穴拡張率  $\lambda$  を示して、伸びフランジ成形性を含むプレス成形性に優れるとともに、極めて大きな  $\Delta T S$  を示し、歪時効硬化特性に優れた鋼板となっている。これに対し、本発明の範囲を外れる比較例では、降伏強さ  $Y S$  が高いか、伸び  $E 1$  が低いか、あるいは穴拡張率  $\lambda$  が小さいか、 $\Delta T S$  が小さく、プレス成形性、歪時効硬化特性が低下した鋼板となっている。

(実施例 4)

表10に示す組成の溶鋼を転炉で溶製し、連続鋳造法でスラブとした。ついで、これら鋼スラブを1250℃に加熱したのち、仕上圧延終了温度：900℃、巻取温度：600℃とする熱間圧延を施す熱延工程により、板厚4.0mmの熱延鋼帯（熱延板）とした。引き続き、これら熱延鋼帯（熱延板）に酸洗、冷間圧延を施す冷延工程により、板厚1.2mmの冷延鋼帯（冷延板）とした。ついで、これら冷延鋼帯（冷延板）に、連続焼鈍ラインで、表11に示す焼鈍温度で再結晶焼鈍を施した。得られた鋼帯（冷延焼鈍板）に、さらに伸び率：0.8%の調質圧延を施した。

得られた鋼帯から試験片を採取し、実施例1と同様に、微視組織、引張特性、歪時効硬化特性、穴拡張性を調査した。なお、プレス成形性は、伸び  $E 1$ （延性）と降伏強さおよび穴拡張率から評価した。

これらの結果を表12に示す。

表 10

鋼No.	化 学 成 分 (質量%)													変態点 (°C)	
	C	Si	Mn	P	S	Al	N	Cr	Mo	W	Nb	Ti	V	Ac1	Ac3
2 H	0.055	0.02	1.52	0.01	0.004	0.032	0.002	0.15	0.45	—	—	—	—	720	880
2 I	0.058	0.02	1.56	0.01	0.002	0.032	0.002	—	0.32	—	0.04	—	0.05	715	875
2 J	0.052	0.03	1.48	0.01	0.005	0.028	0.002	—	0.48	—	0.05	0.03	—	720	885
2 K	0.049	0.02	1.86	0.01	0.005	0.033	0.002	—	—	0.54	—	—	—	715	875
2 L	0.052	0.02	1.62	0.01	0.004	0.032	0.002	—	0.35	—	—	0.05	—	715	880
2 M	0.052	0.02	1.52	0.01	0.003	0.031	0.002	0.50	—	—	0.05	—	—	710	885
2 N	0.053	0.02	1.88	0.01	0.004	0.032	0.002	—	—	—	—	—	—	705	830
2 P	0.052	0.02	1.66	0.01	0.004	0.033	0.00	0.55	—	—	—	—	—	705	880
2 Q	0.055	0.02	1.49	0.01	0.003	0.031	0.00	—	0.55	—	—	—	—	710	880
2 R	0.049	0.02	1.73	0.01	0.002	0.032	0.00	—	0.38	0.11	—	—	—	710	885
2 S	0.032	0.02	1.72	0.01	0.003	0.031	0.002	0.45	—	0.15	0.04	—	—	705	855
2 T	0.033	0.02	1.65	0.01	0.004	0.032	0.002	0.52	—	0.25	0.03	0.05	0.04	706	850

表 11

鋼板 No.	鋼 No.	スラブ 加熱温度 (°C)	熱延工程		冷延工程	再結晶焼鈍
			仕上圧延 終了温度 FDT °C	巻取温度 CT °C	冷 延 圧下率 %	焼鈍温度 (°C)
2-10	2 H	1250	900	600	70	800
2-11	2 I					800
2-12	2 I					980
2-13	2 I					680
2-14	2 J					800
2-15	2 K					800
2-16	2 L					800
2-17	2 M					800
2-18	2 N					800
2-19	2 P					800
2-20	2 Q					800
2-21	2 R					800
2-22	2 S					800
2-23	2 T					800



表 12

鋼板 No.	鋼 No.	微視組織			冷延板特性				予変形—熱		歪時効硬化特性		備 考	
		フェライト 面積率 %	種類	第 2 相 マルテンサイト 面積率%	YS (MPa)	TS (MPa)	E I (%)	Y R %	処理後特性 YSHT Mpa	TSHT Mpa	Δ Y S MPa	Δ T S MPa		穴拡張 率 λ %
2-10	2 H	92	M	8	335	610	31	55	675	750	340	140	125	本発明例
2-11	2 I	90	M	10	355	640	30	55	710	790	355	150	140	本発明例
2-12	2 I	0	P <sub>3</sub> B <sub>3</sub> M	8	670	720	11	93	680	740	10	20	70	比較例
2-13	2 I	100	—	0	620	640	12	97	640	655	20	15	60	比較例
2-14	2 J	92	M	8	340	620	31	55	680	760	340	140	135	本発明例
2-15	2 K	90	M	10	345	610	30	57	670	745	325	135	120	本発明例
2-16	2 L	92	M	8	350	630	30	56	670	740	320	110	130	本発明例
2-17	2 M	94	M	6	330	600	32	55	660	730	330	130	130	本発明例
2-18	2 N	93	M	7	330	600	31	55	550	610	220	10	70	比較例
2-19	2 P	93	M	7	340	620	31	55	660	740	320	120	120	本発明例
2-20	2 Q	95	M	5	350	630	30	56	680	750	330	120	125	本発明例
2-21	2 R	92	M	8	335	610	31	55	665	745	330	135	120	本発明例
2-22	2 S	94	M	6	355	640	30	55	690	770	335	130	140	本発明例
2-23	2 T	93	M	7	340	620	30	55	665	750	325	130	130	本発明例

F : フェライト  
M : マルテンサイト  
P : パーライト  
B : ベイナイト

本発明例は、いずれも、低い降伏強さ  $Y S$  と高い伸び  $E 1$  と、低い降伏比  $Y R$  を有し、さらに大きな穴拡張率  $\lambda$  を示して、伸びフランジ成形性を含むプレス成形性に優れるとともに、極めて大きな  $\Delta T S$  を示し、歪時効硬化特性に優れた鋼板となっている。これに対し、本発明の範囲を外れる比較例では、降伏強さ  $Y S$  が高いか、伸び  $E 1$  が低いか、あるいは穴拡張率  $\lambda$  が小さいか、 $\Delta T S$  が小さく、プレス成形性、歪時効硬化特性が低下した鋼板となっている。

#### (実施例 5)

表13に示す組成の溶鋼を転炉で溶製し、連続鋳造法でスラブとした。これらスラブを、表14に示す条件の熱間圧延により熱延鋼帯（熱延板）にした。なお、鋼板 No.3-3は、仕上圧延の後段 4 スタンドを潤滑圧延とした。これら熱延鋼帯

（熱延板）を酸洗した後、連続溶融亜鉛めっきライン（CGL）で、表14に示す条件で焼鈍を行い、ついで溶融亜鉛めっき処理を施し、鋼板表面に溶融亜鉛めっき層を形成した。ついで、表14に示す条件で溶融亜鉛めっき層の合金化処理を行った。なお、一部の鋼板は溶融亜鉛めっき処理のままとした。

また、熱延鋼帯（熱延板）を、さらに酸洗したのち、表14に示す条件で冷延工程により冷延鋼帯（冷延板）とした。これら冷延鋼帯（冷延板）を、連続溶融亜鉛めっきライン（CGL）で、表14に示す条件で焼鈍を行い、ついで溶融亜鉛めっき処理を施し、鋼板表面に溶融亜鉛めっき層を形成した。ついで、表14に示す条件で溶融亜鉛めっき層の合金化処理を行った。なお、一部の鋼板は溶融亜鉛めっき処理のままとした。

なお、一部の鋼板には、連続溶融亜鉛めっきライン（CGL）での焼鈍に先立ち、連続焼鈍ライン（CAL）で、表14に示す条件の前加熱処理と、ついで酸洗処理を行う前処理工程を施した。前処理工程での酸洗は、CGL入側の酸洗槽にて行った。

なお、亜鉛めっき浴温は460～480℃の範囲とし、浸漬する鋼板の温度は、めっ

き浴温以上、(浴温+10℃)以下とした。また、合金化処理は、合金化処理温度に再加熱し、その温度に15~28 s 間保持した。これらめっき鋼板には、さらに1.0%の調質圧延を施した。

上記した工程により得られた溶融亜鉛めっき鋼板(鋼帯)について、実施例 1と同様に、微視組織、引張特性、歪時効硬化特性、穴拡張率を求めた。なお、プレス成形性は、伸びE<sub>1</sub>(延性)、降伏強さおよび穴拡張率から評価した。

これらの結果を表15に示す。

表13

鋼No.	化 学 成 分 (質量%)														変態点 (°C)	
	C	Si	Mn	P	S	Al	N	Cu	Ni	Cr	Mo	Nb	Ti	V	Ac1	Ac3
3 A	0.034	0.02	1.70	0.01	0.004	0.034	0.002	1.50	—	—	—	—	—	—	705	842
3 B	0.037	0.02	1.56	0.01	0.001	0.033	0.002	1.45	0.60	—	0.12	—	—	—	711	848
3 C	0.041	0.03	1.45	0.01	0.005	0.029	0.002	1.28	0.51	0.13	—	—	—	—	711	847
3 D	0.038	0.02	1.60	0.01	0.005	0.032	0.002	1.35	0.43	—	—	0.01	0.01	0.01	707	845
3 E	0.037	0.02	1.80	0.01	0.006	0.034	0.002	0.14	—	—	—	—	—	—	706	835
3 F	0.035	0.02	1.66	0.01	0.003	0.033	0.002	0.72	—	—	—	—	—	—	706	844
3 G	0.036	0.02	1.68	0.01	0.005	0.036	0.002	0.96	—	—	—	—	—	—	706	843

表 14

鋼板 No.	鋼 No.	スラブ 加熱 温度 (°C)	熱延工程			冷延工程		前処理工程		焼 鈍		めっき	合金化 温度 °C	調圧 圧下率 %
			仕上圧延 終了温度 FDT °C	巻取 温度 CT °C	仕上 板厚 mm	冷延 圧下率 %	仕上 板厚 mm	ライン 前加熱処理 温度 °C	酸洗 有無	ライン の 種類	加熱 温度 °C			
3-1	3 A	1150	850	600	1.6	—	—	—	—	CGL	800	合金化	510	1.0
3-2	3 B	1150	850	600	1.6	—	—	—	—	CGL	800			1.0
3-3	3 B							CAL 800	有り	CGL	780			1.0
3-4	3 B							—	—	CGL	980			1.0
3-5	3 B							—	—	CGL	680			1.0
3-6	3 C	1150	850	600	1.6	—	—	—	—	CGL	800	非合金化	—	1.0
3-7	3 D	1150	850	600	1.6	—	—	—	—	CGL	800	合金化	520	1.0
3-8	3 E	1150	850	600	1.6	—	—	—	—	CGL	800			1.0
3-9	3 F	1150	850	600	1.6	—	—	—	—	CGL	800			1.0
3-10	3 G	1150	850	600	1.6	—	—	—	—	CGL	800	合金化	510	1.0
3-11	3 A	1150	850	600	4.0	70	1.2	—	—	CGL	800			1.0
3-12	3 B	1150	850	600	4.0	70	1.2	—	—	CGL	800			1.0
3-13	3 B							CAL 800	有り	CGL	780			1.0
3-14	3 B							—	—	CGL	980			1.0
3-15	3 B							—	—	CGL	680			1.0
3-16	3 C	1150	850	600	4.0	70	1.2	—	—	CGL	800			1.0
3-17	3 D	1150	850	600	4.0	70	1.2	—	—	CGL	800			1.0
3-18	3 E	1150	850	600	4.0	70	1.2	—	—	CGL	800			1.0
3-19	3 F	1150	850	600	4.0	70	1.2	—	—	CGL	800	非合金化	—	1.0
3-20	3 G	1150	850	600	4.0	70	1.2	—	—	CGL	800	非合金化	—	1.0

表 15

鋼板 No.	鋼 No.	微視組織				めっき板特性				予変形・熱 処理後特性		歪時効硬化特性		穴拡張 率 λ %	備 考
		フェライト 面積率 %	種類	第 2 相 *		引 張 特 性				YSHT Mpa	TSHT Mpa	Δ Y S MPa	Δ T S MPa		
				マルテンサイト %	面積 率%	Y S (MPa)	T S (MPa)	E l (%)	Y.R %						
3-1	3 A	94	M	6	6	340	620	30	55	690	765	350	145	140	本発明例
3-2	3 B	91	M	9	9	355	640	29	55	720	795	365	155	135	本発明例
3-3	3 B	91	M	9	9	340	620	30	55	690	775	350	155	135	本発明例
3-4	3 B	0	M,P,B	6	100	670	710	12	94	720	740	50	30	65	比較例
3-5	3 B	100	—	0	0	630	650	11	97	670	675	40	25	55	比較例
3-6	3 C	93	M	7	7	350	630	29	56	680	775	330	145	135	本発明例
3-7	3 D	92	M	8	8	360	650	28	55	710	795	350	145	130	本発明例
3-8	3 E	93	M	7	7	290	510	36	57	470	530	180	20	60	比較例
3-9	3 F	96	M	4	4	310	570	33	54	640	710	330	140	140	本発明例
3-10	3 G	95	M	5	5	320	590	32	54	660	735	340	145	135	本発明例
3-11	3 A	92	M	8	8	345	630	31	55	700	780	355	150	145	本発明例
3-12	3 B	90	M	10	10	360	660	29	55	730	820	370	160	140	本発明例
3-13	3 B	90	M	10	10	350	640	30	55	720	800	370	160	140	本発明例
3-14	3 B	0	M,P,B	8	100	680	720	12	94	730	750	50	30	70	比較例
3-15	3 B	100	—	0	0	640	660	11	97	660	685	20	25	60	比較例
3-16	3 C	91	M	9	9	355	650	30	55	720	800	365	150	140	本発明例
3-17	3 D	91	M	9	9	360	660	29	55	720	805	360	145	135	本発明例
3-18	3 E	93	M	7	7	290	520	36	56	480	540	190	20	60	比較例
3-19	3 F	97	M	3	3	320	580	34	55	640	715	320	135	135	本発明例
3-20	3 G	96	M	4	4	330	600	33	55	670	740	70	140	140	本発明例

\*) M: マルテンサイト、P: パーライト、B: バイナイト

本発明例は、いずれも、低い降伏強さ $Y S$ と高い伸び $E 1$ と、低い降伏比 $Y R$ を有し、さらに大きな穴引き率 $\lambda$ を示して、伸びフランジ成形性を含むプレス成形性に優れるとともに、大きな $\Delta Y S$ と極めて大きな $\Delta T S$ を示し、歪時効硬化特性に優れためっき鋼板となっている。これに対し、本発明の範囲を外れる比較例では、降伏強さ $Y S$ が高いか、伸び $E 1$ が低いか、あるいは穴引き率 $\lambda$ が小さいか、 $\Delta T S$ が小さく、プレス成形性、歪時効硬化特性が低下しためっき鋼板となっている。

#### (実施例 6)

表16に示す組成の溶鋼を転炉で溶製し、連続鋳造法でスラブとした。これらスラブを、表17に示す条件の熱間圧延により板厚1.6mm、4.0mmの熱延鋼帯（熱延板）にした。これら1.6mm厚の熱延鋼帯（熱延板）を酸洗した後、連続溶融亜鉛めっきライン（CGL）で、表17に示す条件で焼鈍を行い、ついで溶融亜鉛めっき処理を施し、鋼板表面に溶融亜鉛めっき層を形成した。ついで、表17に示す条件で溶融亜鉛めっき層の合金化処理を行った。なお、一部の鋼板は溶融亜鉛めっき処理のままとした。

また、4.0mm厚の熱延鋼帯（熱延板）を、さらに酸洗したのち、表17に示す条件で冷延工程により冷延鋼帯（冷延板）とした。これら冷延鋼帯（冷延板）を、連続溶融亜鉛めっきライン（CGL）で、表17に示す条件で焼鈍を行い、ついで溶融亜鉛めっき処理を施し、鋼板表面に溶融亜鉛めっき層を形成した。ついで、溶融亜鉛めっき層の合金化処理を行った。なお、一部の鋼板は溶融亜鉛めっき処理のままとした。

なお、一部の鋼板には、連続溶融亜鉛めっきライン（CGL）での焼鈍に先立ち、連続焼鈍ライン（CAL）で、表17に示す条件の前加熱処理と、ついで酸洗処理を行う前処理工程を施した。前処理工程での酸洗は、CGL入側の酸洗槽にて行った。

なお、亜鉛めっき浴温は460～480℃の範囲とし、浸漬する鋼板の温度は、めっき浴温以上、（浴温+10℃）以下とした。また、合金化処理は、合金化処理温度に再加熱し、その温度に15～28 s 間保持した。これらめっき鋼板には、さらに伸び率1.0%の調質圧延を施した。

上記した工程により得られた溶融亜鉛めっき鋼板（鋼帯）について、実施例1と同様に、微視組織、引張特性、歪時効硬化特性、穴拡張率を求めた。なお、プレス成形性は、伸びE<sub>1</sub>（延性）、降伏強さおよび穴拡張率から評価した。

これらの結果を表18に示す。



表 16

鋼No.	化 学 成 分 (質量%)													変態点 (°C)	
	C	Si	Mn	P	S	Al	N	Cr	Mo	W	Nb	Ti	V	Ac1	Ac3
3H	0.054	0.02	1.56	0.01	0.004	0.034	0.002	0.15	0.43	—	—	—	—	715	870
3I	0.048	0.02	1.52	0.01	0.002	0.033	0.002	—	0.32	—	0.04	—	0.05	715	875
3J	0.051	0.03	1.55	0.01	0.005	0.029	0.002	—	0.48	—	0.05	0.03	—	715	885
3K	0.055	0.02	1.86	0.01	0.005	0.033	0.002	—	—	0.51	—	—	—	715	870
3L	0.056	0.02	1.61	0.01	0.001	0.034	0.002	—	0.33	—	—	0.05	—	710	880
3M	0.052	0.02	1.52	0.01	0.003	0.033	0.002	0.50	—	—	0.05	—	—	710	875
3N	0.054	0.02	1.88	0.01	0.005	0.032	0.002	—	—	—	—	—	—	705	830
3P	0.052	0.02	1.66	0.01	0.005	0.031	0.002	0.52	—	—	—	—	—	705	870
3Q	0.051	0.02	1.63	0.01	0.004	0.032	0.002	—	0.53	—	—	—	—	710	870
3R	0.055	0.02	1.81	0.01	0.003	0.029	0.002	—	0.33	0.22	—	—	—	715	875
3S	0.053	0.02	1.74	0.01	0.005	0.033	0.002	0.42	—	0.12	0.04	—	—	715	870
3T	0.053	0.02	1.62	0.01	0.002	0.034	0.002	0.29	—	0.22	0.03	0.02	0.04	715	875

表 17

鋼板 No.	鋼 No.	スラブ 加熱 温度 (°C)	熱延工程			冷延工程		前処理工程			焼 鈍		めっき	合金化 温度 °C	調圧 圧下率 %
			仕上圧延 終了温度 FDT °C	巻取 温度 CT °C	仕上 板厚 mm	冷延 圧下率 %	仕上 板厚 mm	ライン	加熱処理 温度 °C	酸洗 有無	ライン の 種類	加熱 温度 °C			
3-21	3 H	1250	850	600	1.6	—	—	—	—	—	CGL	800	合金化	510	1.0
3-22	3 I	1250	850	600	1.6	—	—	—	—	—	CGL	800			1.0
3-23								CAL	800	有り	CGL	780			1.0
3-24								—	—	—	CGL	980			1.0
3-25								—	—	—	CGL	680			1.0
3-26	3 J	1250	850	600	1.6	—	—	—	—	—	CGL	800	非合金化	—	1.0
3-27	3 K	1250	850	600	1.6	—	—	—	—	—	CGL	800	非合金化	—	1.0
3-28	3 L	1250	850	600	1.6	—	—	—	—	—	CGL	800	合金化	520	1.0
3-29	3 M	1250	850	600	1.6	—	—	—	—	—	CGL	800			1.0
3-30	3 N	1250	850	600	1.6	—	—	—	—	—	CGL	800			1.0
3-31	3 H	1250	850	600	4.0	70	1.2	—	—	—	CGL	800	合金化	510	1.0
3-32	3 I	1250	850	600	4.0	70	1.2	—	—	—	CGL	800			1.0
3-33								CAL	800	有り	CGL	780			1.0
3-34								—	—	—	CGL	980			1.0
3-35								—	—	—	CGL	680			1.0
3-36	3 J	1250	850	600	4.0	70	1.2	—	—	—	CGL	800			1.0
3-37	3 K	1250	850	600	4.0	70	1.2	—	—	—	CGL	800	合金化	520	1.0
3-38	3 L	1250	850	600	4.0	70	1.2	—	—	—	CGL	800			1.0
3-39	3 M	1250	850	600	4.0	70	1.2	—	—	—	CGL	800			1.0
3-40	3 N	1250	850	600	4.0	70	1.2	—	—	—	CGL	800			1.0
3-41	3 P	1250	850	600	4.0	70	1.2	—	—	—	CGL	800			1.0
3-42	3 Q	1250	850	600	4.0	70	1.2	—	—	—	CGL	800			1.0
3-43	3 R	1250	850	600	4.0	70	1.2	—	—	—	CGL	800	非合金化	—	1.0
3-44	3 S	1250	850	600	4.0	70	1.2	—	—	—	CGL	800	非合金化	—	1.0
3-45	3 T	1250	850	600	4.0	70	1.2	—	—	—	CGL	800	合金化	520	1.0

表 18

鋼板 No.	鋼 No.	微視組織				めっき板特性				予変形一熱 処理後特性		歪時効硬化特性		穴広げ 率 λ %	備 考
		フェライト 面積率 %	種別	マルテンサイト %	第 2 相 * 面積率 %	YS (MPa)	TS (MPa)	EI (%)	YR %	YS <sub>HT</sub> MPa	TS <sub>HT</sub> MPa	ΔYS Mpa	ΔTS MPa		
3-21	3H	93	M	7	7	335	610	30	55	671	745	336	135	120	本発明例
3-22	3I	90	M	10	10	350	640	29	55	707	785	357	145	140	本発明例
3-23	3I	90	M	10	10	340	620	30	55	689	765	349	145	140	本発明例
3-24	3I	0	M,P,B	7	100	665	710	12	94	710	730	45	20	60	比較例
3-25	3I	100	—	0	0	560	580	11	97	590	595	30	15	70	比較例
3-26	3J	92	M	8	8	350	620	29	56	680	755	330	135	135	本発明例
3-27	3K	91	M	9	9	335	610	28	55	671	745	336	135	120	本発明例
3-28	3L	92	M	8	8	360	630	36	57	681	745	321	115	135	本発明例
3-29	3M	95	M	5	5	325	600	33	54	657	730	332	130	140	本発明例
3-30	3N	94	M	6	6	325	600	32	54	554	615	229	15	70	比較例
3-31	3H	91	M	9	9	340	620	31	55	684	760	344	140	120	本発明例
3-32	3I	90	M	10	10	360	650	29	55	720	800	360	150	135	本発明例
3-33	3I	90	M	10	10	345	630	30	55	702	780	357	150	130	本発明例
3-34	3I	0	M,P,B	8	100	675	720	12	94	720	740	45	20	70	比較例
3-35	3I	100	—	0	0	570	590	11	97	590	605	20	15	70	比較例
3-36	3J	90	M	10	10	345	630	30	55	693	770	348	140	120	本発明例
3-37	3K	91	M	9	9	360	620	29	56	680	755	335	135	125	本発明例
3-38	3L	92	M	8	8	360	640	36	56	685	770	325	130	135	本発明例
3-39	3M	96	M	4	4	335	610	34	55	671	745	336	135	140	本発明例
3-40	3N	95	M	5	5	340	610	33	56	567	630	227	20	70	比較例
3-41	3P	96	M	4	4	335	610	30	55	670	745	335	135	125	本発明例
3-42	3Q	94	M	6	6	340	620	30	55	690	770	350	150	120	本発明例
3-43	3R	93	M	7	7	350	640	29	55	705	785	355	145	120	本発明例
3-44	3S	95	M	5	5	360	650	29	55	680	780	320	130	135	本発明例
3-45	3T	94	M	6	6	340	620	30	55	690	775	340	140	120	本発明例

\*) M: マルテンサイト、P: パーライト、B: バイナイト

本発明例は、いずれも、低い降伏強さ  $Y S$  と高い伸び  $E 1$  と、低い降伏比  $Y R$  を有し、さらに大きな穴拡張率  $\lambda$  を示して、伸びフランジ成形性を含むプレス成形性に優れるとともに、大きな  $\Delta Y S$  と極めて大きな  $\Delta T S$  を示し、歪時効硬化特性に優れためっき鋼板となっている。これに対し、本発明の範囲を外れる比較例では、降伏強さ  $Y S$  が高いか、伸び  $E 1$  が低い、あるいは穴拡張率  $\lambda$  が小さいか、 $\Delta T S$  が小さく、プレス成形性、歪時効硬化特性が低下しためっき鋼板となっている。

#### 産業上の利用可能性

本発明によれば、優れたプレス成形性を維持しつつ、プレス成形後の熱処理により引張強さが顕著に上昇する熱延鋼板、冷延鋼板およびめっき鋼板を、安定して製造することが可能となり、産業上格段の効果を奏する。本発明の鋼板を自動車部品用に適用した場合、プレス成形が容易で、かつ完成後の部品特性を安定して高くでき、自動車車体の軽量化に十分に寄与できるという効果もある。

## 請 求 の 範 囲

(1) 組織が、フェライト相を主相とし、面積率で2%以上のマルテンサイト相を含む第2相との複合組織を有することを特徴とするプレス成形性に優れ、かつ $\Delta T S : 80\text{MPa}$ 以上になる歪時効硬化特性に優れた鋼板。

(2) 前記鋼板が熱延鋼板である請求項1に記載の鋼板。

(3) 質量%で、

C : 0.15%以下、

Si : 2.0%以下、

Mn : 3.0%以下、

P : 0.1%以下、

S : 0.02%以下、

Al : 0.1%以下、

N : 0.02%以下、

Cu : 0.5~3.0%

を含み、残部がFeおよび不可避免的不純物からなる組成を有することを特徴とする請求項2に記載の鋼板。

(4) 前記組成に加えさらに、質量%で、下記A群~C群のうちから選ばれた1群または2群以上を含有することを特徴とする請求項3に記載の鋼板。

## 記

A群 : Ni : 2.0%以下、

B群 : Cr、Moのうちの1種または2種を合計で2.0%以下、

C群 : Nb、Ti、Vのうちの1種または2種以上を合計で0.2%以下

(5) 質量%で、

C : 0.15%以下、

Si : 2.0%以下、

Mn : 3.0%以下、

P : 0.1%以下、

S : 0.02%以下、

Al : 0.1%以下、

N : 0.02%以下

を含み、さらに、Mo : 0.05~2.0%、Cr : 0.05~2.0%、W : 0.05~2.0%のうちか

ら選ばれた1種または2種以上を合計で2.0%以下含有し、残部がFeおよび不可避免的な不純物からなる組成を有することを特徴とする請求項2に記載の鋼板。

(6) 前記組成に加えさらに、質量%で、Nb、Ti、Vのうちの1種または2種以上を合計で2.0%以下含有することを特徴とする請求項5に記載の鋼板。

(7) 質量%で、

C : 0.15%以下、

Si : 2.0%以下、

Mn : 3.0%以下、

P : 0.1%以下、

S : 0.02%以下、

Al : 0.1%以下、

N : 0.02%以下、

Cu : 0.5~3.0%

を含む組成を有する鋼スラブに、熱間圧延を施し所定板厚の熱延板とするにあたり、前記熱間圧延を、仕上圧延終了温度FDTが $A_{r3}$ 変態点以上である熱間圧延とし、仕上圧延終了後、 $5^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上の冷却速度で( $A_{r3}$ 変態点)~( $A_{r1}$ 変態点)の温度域まで冷却し、該温度域で1~20s間空冷または徐冷したのち、再び $5^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上の冷却速度で冷却して、 $550^{\circ}\text{C}$ 以下の温度で巻き取ることを特徴とする、プレス成形性に優れ、かつ $\Delta T S : 80\text{MPa}$ 以上になる歪時効硬化特性に優れた熱延鋼板の製造方法。

(8) 前記組成に加えさらに、質量%で、下記A群~C群のうちから選ばれた1群または2群以上を含有することを特徴とする請求項7に記載の熱延鋼板の製造方法。

#### 記

A群 : Ni : 2.0%以下、

B群 : Cr、Moのうちの1種または2種を合計で2.0%以下、

C群 : Nb、Ti、Vのうちの1種または2種以上を合計で0.2%以下

(9) 前記鋼スラブを、質量%で、

C : 0.15%以下、

Si : 2.0%以下、

Mn : 3.0%以下、  
S : 0.02%以下、  
N : 0.02%以下、  
P : 0.1%以下、  
Al : 0.1%以下、

を含み、さらに、Mo : 0.05～2.0%、Cr : 0.05～2.0%、W : 0.05～2.0%のうちから選ばれた1種または2種以上を合計で2.0%以下含有する組成を有する鋼スラブとすることを特徴とする請求項7に記載の熱延鋼板の製造方法。

(10) 前記仕上げ圧延の一部または全部が、潤滑圧延であることを特徴とする請求項7ないし9のいずれかに記載の熱延鋼板の製造方法。

(11) 前記鋼板が冷延鋼板である請求項1に記載の鋼板。

(12) 質量%で、

C : 0.15%以下、  
Mn : 3.0%以下、  
S : 0.02%以下、  
N : 0.02%以下、  
Si : 2.0%以下、  
P : 0.1%以下、  
Al : 0.1%以下、  
Cu : 0.5～3.0%

を含み、残部がFeおよび不可避免的不純物からなる組成を有することを特徴とする請求項11に記載の鋼板。

(13) 前記組成に加えてさらに、質量%で、下記A群～C群のうちの1群または2群以上を含有することを特徴とする請求項12に記載の鋼板。

#### 記

A群 : Ni : 2.0%以下

B群 : Cr、Moのうちの1種または2種を合計で2.0%以下

C群 : Nb、Ti、Vのうちの1種または2種以上を合計で0.2%以下

(14) 質量%で、

C : 0.15%以下、  
Mn : 3.0%以下、  
Si : 2.0%以下、  
P : 0.1%以下、

S : 0.02%以下、

Al : 0.1%以下、

N : 0.02%以下

を含み、さらに、

Mo : 0.05~2.0%、Cr : 0.05~2.0%、W : 0.05~2.0%のうちから選ばれた1種または2種以上を含有し、残部がFeおよび不可避免的不純物からなる組成を有することを特徴とする請求項11に記載の鋼板。

(15) 前記組成に加えてさらに、質量%で、Nb、Ti、Vのうちの1種または2種以上を合計で2.0%以下を含有することを特徴とする請求項14に記載の鋼板。

(16) 質量%で、

C : 0.15%以下、

Si : 2.0%以下、

Mn : 3.0%以下、

P : 0.1%以下、

S : 0.02%以下、

Al : 0.1%以下、

N : 0.02%以下、

Cu : 0.5~3.0%

を含む組成の鋼スラブを素材とし、該素材に熱間圧延を施し熱延板とする熱延工程と、該熱延板に冷間圧延を施し冷延板とする冷延工程と、該冷延板に再結晶焼鈍を行い冷延焼鈍板とする再結晶焼鈍工程とを順次施す冷延鋼板の製造方法において、前記再結晶焼鈍をAc<sub>1</sub>変態点~Ac<sub>3</sub>変態点の温度範囲のフェライト+オーステナイトの2相域で行うことを特徴とするプレス成形性とΔTS : 80MPa以上になる歪時効硬化特性に優れた冷延鋼板の製造方法。

(17) 前記組成に加えてさらに、質量%で、下記A群~C群のうちの1群または2群以上を含有することを特徴とする請求項16に記載の冷延鋼板の製造方法。

#### 記

A群 : Ni : 2.0%以下

B群 : Cr、Moのうちの1種または2種を合計で2.0%以下

C群 : Nb、Ti、Vのうちの1種または2種以上を合計で0.2%以下



(18) 前記組成の鋼スラブに代えて、質量%で、

C : 0.15%以下、 Si : 2.0%以下、

Mn : 3.0%以下、 P : 0.1%以下、

S : 0.02%以下、 Al : 0.1%以下、

N : 0.02%以下

を含み、さらに、

Mo : 0.05~2.0%、Cr : 0.05~2.0%、W : 0.05~2.0%のうちから選ばれた1種または2種以上を含有する組成の鋼スラブとすることを特徴とする請求項16に記載の冷延鋼板の製造方法。

(19) 前記熱間圧延が、前記素材の加熱温度を900℃以上、仕上げ圧延終了温度を700℃以上、巻取り温度を800℃以下とする熱間圧延であることを特徴とする請求項16ないし18のいずれかに記載の冷延鋼板の製造方法。

(20) 前記熱間圧延の一部または全部が、潤滑圧延であることを特徴とする請求項16ないし19のいずれかに記載の冷延鋼板の製造方法。

(21) 請求項2ないし6のいずれかに記載の鋼板の表面に溶融亜鉛めっき層または合金化溶融亜鉛めっき層を形成してなる溶融亜鉛めっき鋼板。

(22) 請求項11ないし15のいずれかに記載の鋼板の表面に溶融亜鉛めっき層または合金化溶融亜鉛めっき層を形成してなる溶融亜鉛めっき鋼板。

(23) 質量%で、

C : 0.15%以下、 Si : 2.0%以下、

Mn : 3.0%以下、 P : 0.1%以下、

S : 0.02%以下、 Al : 0.1%以下、

N : 0.02%以下、 Cu : 0.5~3.0%

を含む組成を有する鋼板に、連続溶融亜鉛めっきを行うラインで、Ac<sub>3</sub>変態点~Ac<sub>1</sub>変態点の温度域のフェライト+オーステナイトの2相域に加熱する焼鈍を行

ったのち、熔融亜鉛めっき処理を行い、前記鋼板表面に熔融亜鉛めっき層を形成することを特徴とする、プレス成形性と、 $\Delta T S : 80\text{MPa}$ 以上になる歪時効硬化特性に優れた熔融亜鉛めっき鋼板の製造方法。

(24) 前記組成に加えてさらに、質量%で、下記A群～C群のうちの1群または2群以上を含有することを特徴とする請求項23に記載の熔融亜鉛めっき鋼板の製造方法。

#### 記

A群：Ni：2.0%以下

B群：Cr、Moのうちの1種または2種を合計で2.0%以下

C群：Nb、Ti、Vのうちの1種または2種以上を合計で0.2%以下

(25) 前記鋼板に代えて、質量%で、

C：0.15%以下、Si：2.0%以下、

Mn：3.0%以下、P：0.1%以下、

S：0.02%以下、Al：0.1%以下、

N：0.02%以下

を含み、さらに、

Mo：0.05～2.0%、Cr：0.05～2.0%、W：0.05～2.0%のうちから選ばれた1種または2種以上を合計で2.0%以下含有する組成を有する鋼板とすることを特徴とする請求項23に記載の熔融亜鉛めっき鋼板の製造方法。

(26) 前記焼鈍前に、連続焼鈍ラインで、700℃以上の温度で加熱する前加熱処理と、ついで酸洗処理とからなる前処理を施すことを特徴とする請求項23ないし25のいずれかに記載の熔融亜鉛めっき鋼板の製造方法。

(27) 前記熔融亜鉛めっき処理を行い、鋼板表面に熔融亜鉛めっき層を形成したのち、前記熔融亜鉛めっき層の合金化処理を行うことを特徴とする請求項23ないし26のいずれかに記載の熔融亜鉛めっき鋼板の製造方法。

(28) 前記鋼板が、前記組成を有する素材を加熱温度を900℃以上、仕上げ圧延終了温度を700℃以上、巻取り温度を800℃以下とする熱間圧延により製造された熱延鋼板、あるいは該熱延鋼板に冷延圧延を施した冷延鋼板であることを特徴とする請求項23ないし27のいずれかに記載のプレス成形性に優れ、かつ $\Delta T S$  : 80MPa 以上になる歪時効硬化特性に優れた溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法。

(29) 請求項7ないし10のいずれかに記載の熱延鋼板の製造方法により得られた熱延鋼板に、さらに溶融亜鉛めっき処理を行い、前記熱延鋼板表面に溶融亜鉛めっき層を形成することを特徴とする、プレス成形性に優れ、かつ $\Delta T S$  : 80MPa 以上になる歪時効硬化特性に優れた溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法。

(30) 請求項16ないし20のいずれかに記載の冷延鋼板の製造方法により得られた冷延鋼板に、さらに溶融亜鉛めっき処理を行い、前記冷延鋼板表面に溶融亜鉛めっき層を形成することを特徴とする、プレス成形性に優れ、かつ $\Delta T S$  : 80MPa 以上になる歪時効硬化特性に優れた溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法。

(31) 前記溶融亜鉛めっき処理後に、合金化処理を行うことを特徴とする請求項29または30に記載の溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法。

図 1

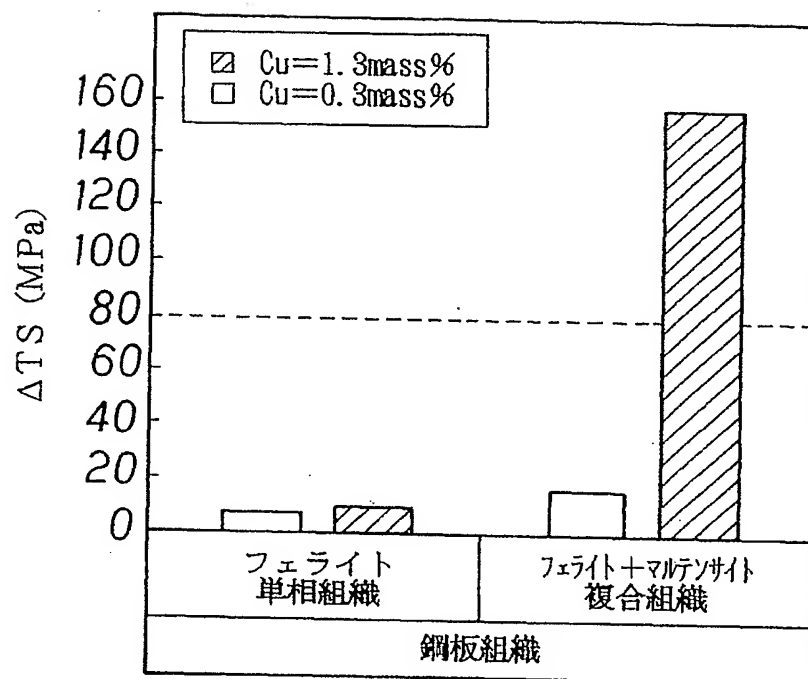


図 2

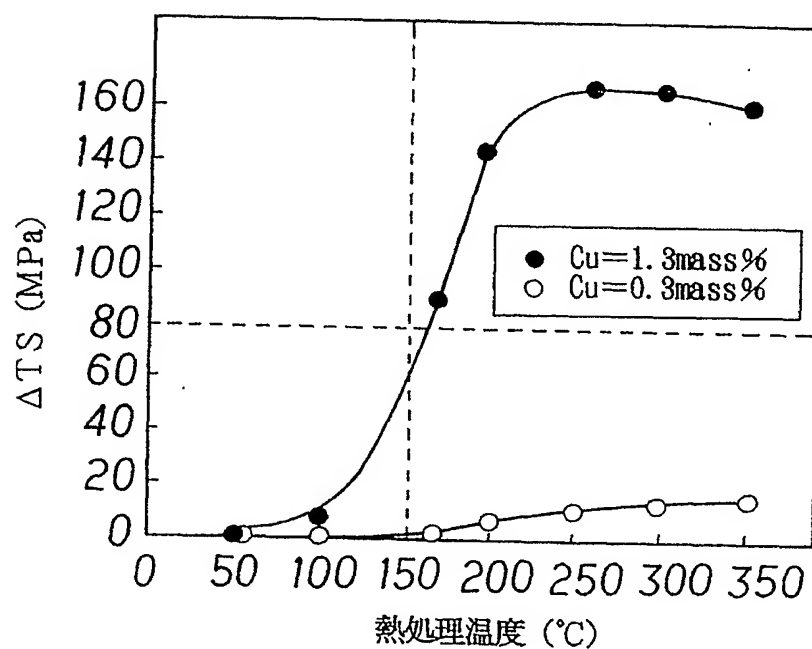


図 3

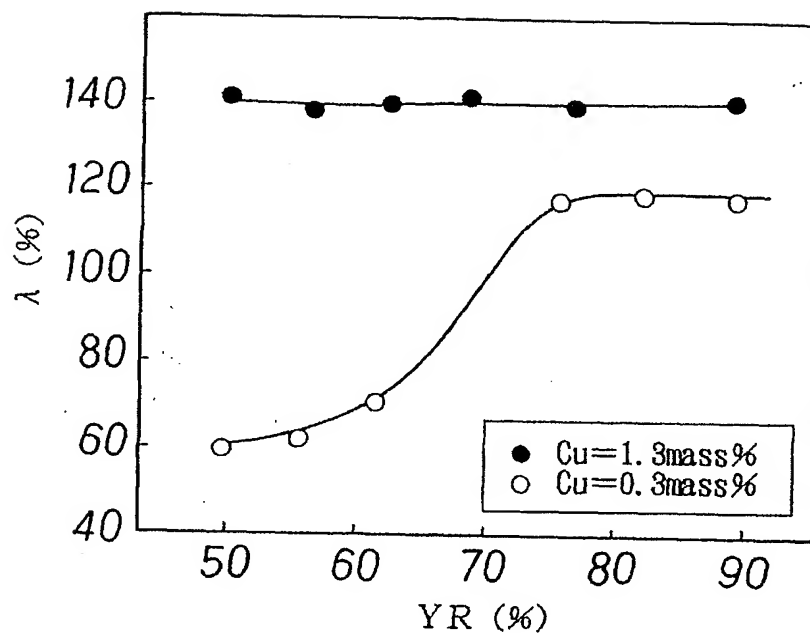


図 4

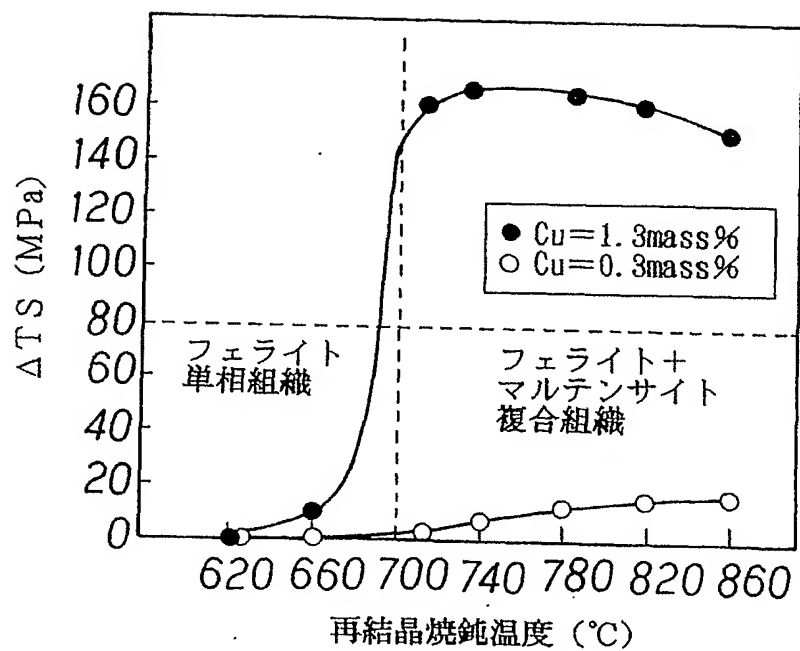


図 5

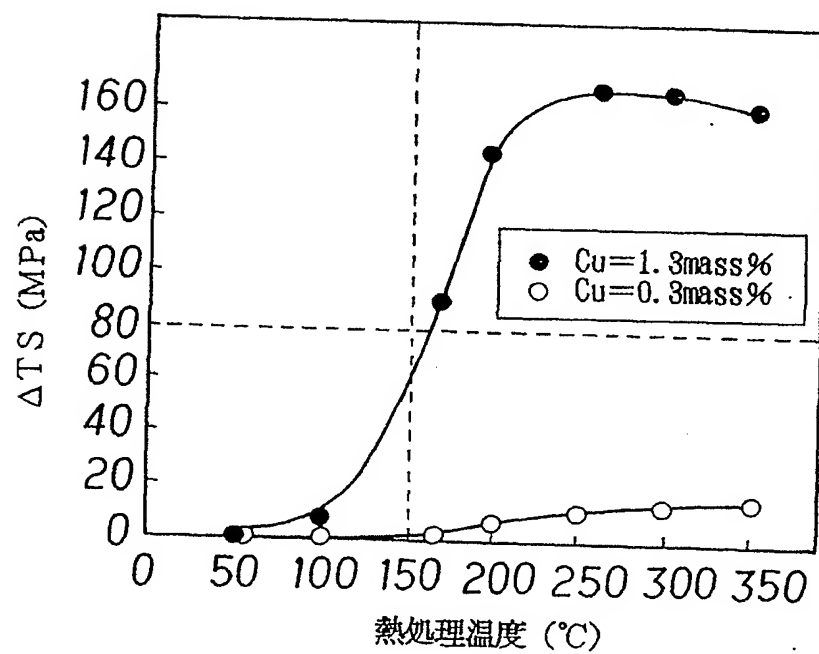


図 6

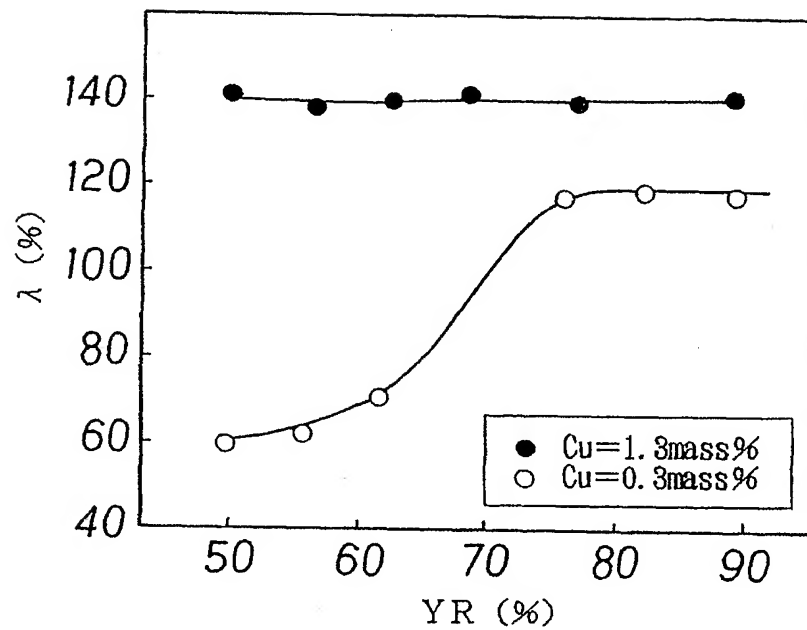


図 7

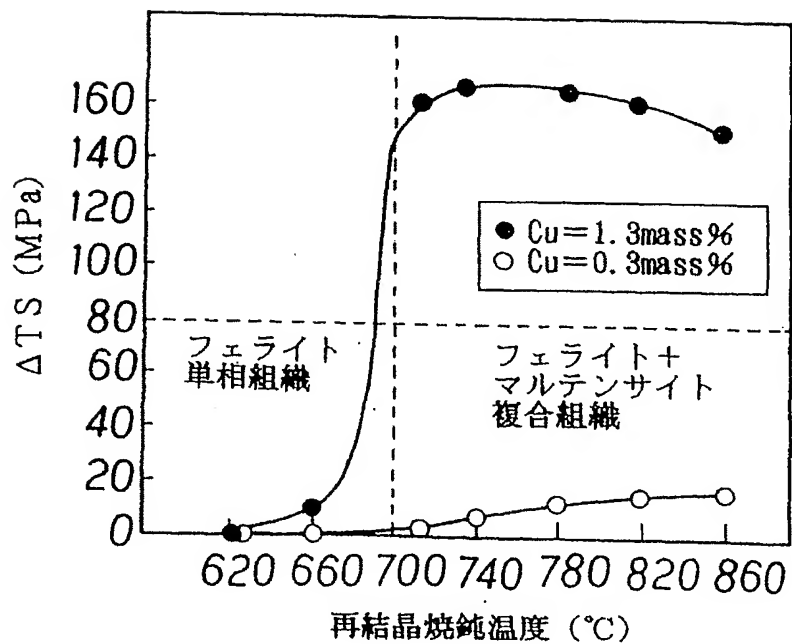


図 8

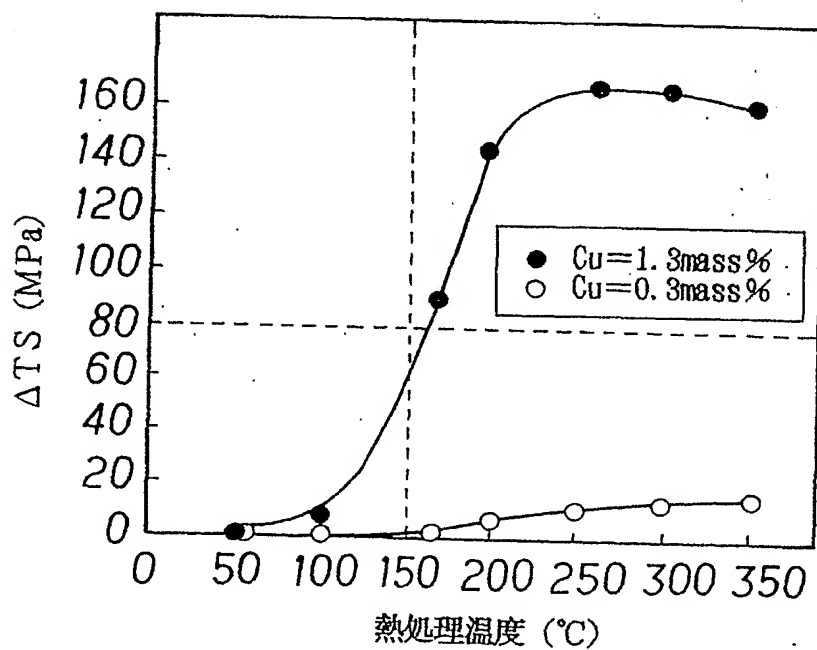




図 9

